

**VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA**

**FAKULTA METALURGIE A MATERIÁLOVÉHO INŽENRSTVÍ**

**Katedra materiálového inženýrství**



**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**Vliv parametrů mezižihání tvářené slitiny AlMnZr na stabilizaci mechanických  
vlastností fólie před a po pájení**

**Effect of interannealing parameters of wrought AlMnZr alloy on stabilization of  
mechanical properties of the foil before and after brazing**

## Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Miroslava Lišková**  
Studijní program: N3923 Materiálové inženýrství  
Studijní obor: 3911T036 Progresivní technické materiály  
Téma: **Vliv parametrů mezižhánání tvářené slitiny AlMnZr na stabilizaci  
mechanických vlastností fólie před a po pájení**  
**Effect of interannealing parameters of wrought AlMnZr alloy on  
stabilization of mechanical properties of the foil before and after brazing**  
Jazyk vypracování: čeština

### Zásady pro vypracování:

1. Rozdělení hliníkových slitin
2. Tvářené hliníkové slitiny
3. Výroba fólie ze slitiny AlMnZr
4. Vliv žhánání na mechanické vlastnosti fólie
5. Diskuse získaných výsledků a závěry

### Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] PŘEPIORA Václav, Tváření neželezných kovů, 1. vyd., Ostrava: Moravské tiskařské závody, 1983, 262 s.  
[2] CALLISTER, W. D. Fundamentals of Materials Science and Engineering. 7. Ed., New York: John Wiley & Sons, 2007. ISBN 0-471-73696-1.  
[3] MICHNA Štefan, Technologie a zpracování hliníkových materiálů, 2. vyd., Praha: Print point s.r.o., 2015, 150 s., ISBN 978-80-260-7706-0.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **prof. Ing. Zdeněk Jonšta, CSc.**

Datum zadání: 30.11.2017

Datum odevzdání: 09.05.2018

prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc.  
vedoucí katedry

prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.  
děkanka fakulty

# Zásady pro vypracování diplomové práce

## I.

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

## II.

### Uspořádání diplomové práce:

- |  |                              |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list                              | 6. Obsah DP                  |
| 2. Originál zadání DP                        | 7. Textová část DP           |
| 3. Zásady pro vypracování DP                 | 8. Seznam použité literatury |
| 4. Prohlášení + místopřísežné prohlášení     | 9. Přílohy                   |
| 5. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky |                              |

ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.

ad 2) Originál zadání DP student obdrží na své oborové katedře.

ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za originálem zadání DP. („Zásady pro vypracování diplomové práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).

ad 4) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listu (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP. V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právníckými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.

ad 5) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 6) Obsah DP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 7) Textová část DP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
- Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující **doporučené** úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 9).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 8) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.

ad 9) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

### III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahoře: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*  
*Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství*  
*Katedra . . . . .*

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*

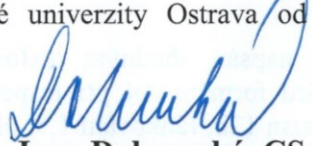
dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení DP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

### IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování diplomové práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem magisterského, resp. navazujícího magisterského studia fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2017/2018.

Ostrava 13. 11. 2017

  
**Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.**  
děkanka fakulty metalurgie a materiálového inženýrství  
VŠB-TU Ostrava



# PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- beru na vědomí, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě ..... 9.5.2018 .....

.....  
podpis (jméno a příjmení studenta)

## **ABSTRAKT**

První část diplomové práce je věnována teoretickému výkladu vlivu legujících prvků manganu a zirkonia na vlastnosti hliníkových slitin, významu aplikovaných druhů tepelného zpracování a popisu výroby tenkých fólií pro vlnovce pájených chladičů technologií kontinuálního lití, válcování za studena a tepelného zpracování. V experimentální části je zkoumán vliv parametrů mezižhání tvářené slitiny AlMnZr na stabilizaci mechanických vlastností fólie v dodaném stavu, tedy před pájením a ve stavu po simulovaném pájení, kdy vlastnosti fólií odpovídají vlastnostem v hotovém výměníku. Srovnávání materiálových vlastností je provedeno pomocí mechanických testů, metalografických metod, elektrické vodivosti, strukturních a obrazových analýz včetně použité laboratorní techniky. Výsledky a vyhodnocení jsou prezentovány v závěru této diplomové práce.

## **KLÍČOVÁ SLOVA**

Hliník; hliníkové slitiny; mangan; zirkonium; kontinuální lití; pájené výměníky; žhání.

## **ABSTRACT**

The first part of the thesis is focused on the theoretical interpretation of the influence of alloying elements of manganese and zirconium on the properties of aluminium alloys, the importance of the applied types of heat treatment and the description of the production of thin foils for bellows of brazed heat exchangers using continuous casting, cold rolling and heat treatment technologies. The subject of research in the experimental part is the influence of the intermediate annealing AlMnZr alloy parameters on the stabilization of the mechanical properties of the foil in the delivered state, i.e. before brazing and after simulated brazing, when the properties of the foils correspond to the properties of the finished heat exchanger. The comparison of material properties has been carried out using mechanical tests, metallographic methods, electrical conductivity, structural and image analyzes including used laboratory methods. The results and evaluation are presented in the conclusion of this thesis.

## **KEYWORDS**

Aluminium; aluminium alloys; magnesium; zirconium; continuous casting; brazed heat exchanger; annealing.

Děkuji vedoucímu práce prof. Ing. Zdeňkovi Jonštovi, CSc. za odborný dohled, pomoc a připomínky, které mi pomohly k dokončení mé diplomové práce. Zároveň za ochotné a trpělivé jednání, které mě vždy povzbudilo k další práci. Dále bych chtěla poděkovat panu Ing. Zdeňku Juříčkovi a dalším členům technologického, vývojového oddělení a metalografické laboratoře ve společnosti Alinvest Břidličná a.s., kteří mi byli velmi nápomocni při předávání potřebných informací.

Tato diplomová práce vznikla za přispění projektů Studentské grantové soutěže „SP2018/70 Studium souvislostí mezi technologií výroby a zpracováním pokročilých materiálů, jejich strukturními parametry a užitnými vlastnostmi“ a „SP2018/60 Specifický výzkum v metalurgickém, materiálovém a procesním inženýrství“.

## OBSAH:

Úvod.....	10
1. Teoretická část .....	11
1.1 Hliník a jeho slitiny .....	11
1.1.1 Slitiny hliníku pro tváření .....	12
1.1.2 Hliníkové slitiny typu 3000.....	13
1.1.3 Al slitinová fólie v pájeném tepelném výměníku.....	15
1.2 Technologie výroby hliníkové slitinové fólie.....	17
1.2.1 Kontinuální lití .....	17
1.2.2 Válcování za studena.....	20
1.2.3 Tepelné zpracování .....	22
1.2.4 Žíhání .....	24
1.2.5 Vytvrzování.....	26
1.2.6 Zotavení a rekrytalizace deformované struktury .....	27
1.2.7 Pájecí režim u tepelných výměníků .....	32
1.3 Legující prvky mangan a zirkonium.....	34
1.3.1 Mangan.....	34
1.3.2 Zirkonium.....	35
1.4 Binární diagramy .....	35
1.4.1 Binární diagram hliník – mangan.....	35
1.4.2 Binární diagram hliník – zirkonium .....	37
1.4.3 Precipitace zirkonia a manganu.....	40
2. Experimentální část.....	42
2.1 Cíl práce.....	42
2.2 Vlastní experiment a použitá laboratorní technika .....	42
2.2.1 Vyhodnocení metalografického zobrazení na litém pásu a po mezižíhání .	43
2.2.2 Měření mechanických hodnot po stabilizačním žíhání .....	48



2.2.3	Měření sagging resistance .....	49
2.2.4	Metalografické zobrazení vzorků po stabilizačním žíhání.....	55
2.2.5	Měření elektrické vodivosti.....	60
2.3	Vyhodnocení výsledků práce.....	63
3.	Závěr .....	65
	Seznam literatury .....	66
	Seznam tabulek .....	69
	Seznam obrázků .....	70

# ÚVOD

Téma diplomové práce vychází z požadavku zákazníka společnosti AL INVEST Břidličná a.s. stabilizovat finální vlastnosti fólií na vyšších hodnotách meze kluzu po pájení a spolupráce s vývojovým oddělením společnosti. Společnost se zabývá technickou přípravou, výrobou a prodejem hliníkových slitinových fólií pro různé průmyslové aplikace. Část fólií je dodávána do automobilového průmyslu pro výrobu pájených tepelných výměníků. Dlouhodobě se automobilový průmysl zaměřuje na odlehčení konstrukčních prvků automobilů, a to hlavně z důvodů snížení spotřeby paliva a emisí.

Díky snaze o snížení emisí klade automobilový průmysl v posledních letech důraz na zmenšení rozměru a hmotnosti u tepelných výměníků, při zachování stejné výkonnosti. Pro AL INVEST Břidličná a.s. z toho plyne požadavek na stále tenčí hliníkové slitinové fólie s vyššími mechanickými vlastnostmi s vysokou procesní stabilitou.

Diplomová práce je zaměřena na zkoumání vlivu parametrů mezižhánání a finálního stabilizačního žhánání u tvářené slitiny AlMnZr, což je modifikovaná slitina EN AW3003, a to zejména na stabilizaci vyšších mechanických vlastností fólie před a po simulovaném pájení při splnění požadované vzpěrné odolnosti fólie (tzv. sagging resistance) po vysokoteplotním zatížení. Tloušťka hliníkových fólií se za posledních deset let snížila z původních 100 – 120  $\mu\text{m}$  přes 70  $\mu\text{m}$  až na 50  $\mu\text{m}$ . Vzhledem k trvalému snižování tloušťky, se stabilní vysoké hodnoty mechanických vlastností v úzkém rozmezí stávají kritickým parametrem technického řešení.

V diplomové práci není popisován způsob legování zirkoniem, stejně tak parametry kontinuálního lití a parametry precipitačního žhánání hliníkových pásů, které jsou předmětem chráněného know-how společnosti AL INVEST Břidličná a.s. Práce navazuje válcováním pásů za studena.

# 1. TEORETICKÁ ČÁST

## 1.1 Hliník a jeho slitiny

Značení slitin hliníku se používá pomocí čísel a písmen. Značení dle Aluminium Association - AA, které se používá je celosvětově uznávané. Popis značení je popsán v technické normě ČSN EN 1706. Tato norma popisuje značení písmeny a čtyřmístnými čísly. Např. EN AW 3003, EN – značí evropskou normu, A – značí hliník, W – značí tvářené výroby (v této pozici může být písmeno C, které značí odlitky), první číslo značí hlavní legující prvek [9, 22].

Slitiny hliníku je možné dělit podle různých kritérií, například podle hlavního legujícího prvku, nebo podle technologie zpracování. Rozdělení podle hlavních legujících prvků je uvedeno v Tab. 1.1. V České republice se úroveň značení klasifikuje na mezinárodní ČSN EN a národní ČSN. Normy ČSN EN jsou převzaty od Aluminum Association.

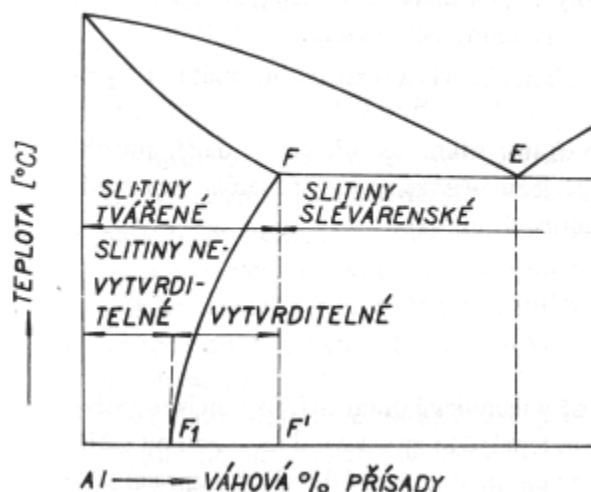
Tab. 1.1 Rozdělení hliníkových slitin podle hlavních legujících prvků [1].

Číselné značení řady	Hlavní slitinové prvky dané řady
1000	Al minimálně 99,00%
2000	slitina AlCu
3000	slitiny AlMn
4000	slitiny AlSi
5000	slitina AlMg
6000	slitiny AlMgSi
7000	slitiny AlZn
8000	slitiny Al s různými prvky

Níže uvedený diagram ukazuje rozdělení slitin hliníku, na slitiny slévárenské a slitiny hliníku pro tváření, Obr. 1.1.1. Rozdílem mezi hliníkovými slitinami pro tváření a slévárenskými slitinami je hranice nasycení tuhého roztoku při eutektické teplotě. Slévárenské slitiny jsou ty, které mají ve svém složení eutektikum a nachází se za hranicí nasycení [1, 6].

Jedním z dalších kritérií pro rozdělení hliníkových slitin může být jejich způsob výroby a dále schopnost zvýšení tvrdosti a pevnosti tepelným zpracováním, vytvrzováním.

Tato schopnost souvisí s chemickým složením slitin, tedy s jejich polohou v rovnovážném diagramu odpovídající soustavy [1, 6].



Obr. 1.1.1 Schematické rozdělení Al slitin slévarenských a Al slitin pro tváření [1]

### 1.1.1 Slitiny hliníku pro tváření

U všech tvařitelných slitin lze optimalizovat jejich mechanické, fyzikální i chemické vlastnosti pomocí jiných technologických parametrů, jako je tváření a tepelné zpracování. Proto jsou tyto slitiny používány jako základní konstrukční materiály v leteckém, automobilovém průmyslu a dalších strojírenských odvětvích. Většina tvařitelných slitin obsahuje legující prvky v tuhém roztoku, zpravidla do 10% [1, 6].

Slitiny pro tváření se mohou dělit ještě na další dvě podskupiny. První skupinou jsou hliníkové slitiny nevytvrditelné a druhou skupinou jsou slitiny vytvrditelné precipitačním zpevněním – viz. Tab. 1.2 [1, 6].

Mezi slitiny vytvrditelné precipitačním zpevněním patří slitiny typu Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu. Slitiny typu Al-Mg-Si se používají zejména v automobilovém průmyslu a leteckém průmyslu, díky svým vlastnostem, jsou dobře tvařitelné a svařitelné, mají dobrou korozní odolnost a schopnost povrchových úprav. Další slitinou je Al-Cu-Mg, tato skupina slitin se označuje jako duraly. U duralových slitin je možno dosáhnout vysoké pevnosti po jejich vytvrzení. Mezi přednosti duralů patří přirozené stárnutí. Naopak jejich nevýhodou je malá odolnost proti korozi. Slitiny Al-Zn-Mg-Cu patří mezi nejpevnější hliníkové slitiny. Jak je typické pro duralové slitiny i tady je nedostatkem jejich sklon ke korozi pod napětím,

dále se u slitin Al-Zn-Mg-Cu vyskytuje nižší lomová houževnatost a vyšší vrubová citlivost než u duralů [1, 5].

Do skupiny nevytvrditelných slitin patří slitiny Al-Mg, Al-Mn, které se nevytvrzují, protože i když jsou velmi rychle ochlazeny, dosahují malého stupně přesycení a při stárnutí se jejich pevnost o mnoho nezvýší. Al-Mg slitiny mají výbornou odolnost proti korozi v mořské vodě a jsou významným konstrukčním materiálem v chemickém průmyslu, ve strojírenství a automobilovém průmyslu. Další významnou skupinou nevytvrditelných slitin je skupina Al-Mn, která zvyšuje pevnost, tvárnost i odolnost proti korozi. Tyto slitiny se používají jako náhrada za čistý hliník tam, kde jsou požadavky vyšší pevnosti a dobré korozní odolnosti [1, 6].

Tab. 1.2 Vytvrditelné a nevytvrditelné slitiny [1]

Slitina	Označení série	Poznámka
Al > 99%	1000	nevytvrditelné
Al-Cu; Al-Cu-Mg	2000	vytvrditelné
Al-Mn	3000	nevytvrditelné
Al-Si	4000	vytvrditelné
Al-Mg	5000	nevytvrditelné
Al-Mg-Si	6000	vytvrditelné
Al-Zn-Mg; Al-Zn-Mg-Cu	7000	vytvrditelné
Al a jiné prvky	8000	neuvedeno

### 1.1.2 Hliníkové slitiny typu 3000

Jsou hliníkovými slitinami určenými pro tváření. U těchto slitin je hlavním legujícím prvkem mangan, tedy Al-Mn. Obsah manganu se pohybuje v rozpětí od 0,05 až 1,80 hm.%. Tento legující prvek zlepšuje mechanické vlastnosti slitiny, například zvyšuje minimální pevnost v tahu o 40-50 MPa, ale zároveň je zachována dobrá tvařitelnost slitiny. Mangan také

způsobuje zvýšení rekrystalizační teploty, zjemňuje zrno, odolnost proti interkrystalické korozi. Pokud je obsah manganu vyšší dochází ke snížení plasticity u slitin 3000 [1, 24].

Běžně používané slitiny jsou EN AW 3003, EN AW 3103 a EN AW 3004 a jejich další modifikace, dle evropských technických norem EN 573-1, EN 573-3. Tento typ hliníkových slitin se používá díky dobrému poměru hmotnosti a pevnosti, zároveň mají dobrou odolnost vůči korozi a dobrou tepelnou vodivost. Tepelná vodivost u nelegovaného hliníku je kolem 60% hodnoty tepelné vodivosti mědi. U hliníkových slitin závisí tepelná vodivost na jejich tepelném zpracování a chemickém složení. V rovnovážném stavu jsou tyto slitiny složeny z matrice  $\alpha$  a intermetalických fází. Intermetalickými fázemi jsou např.  $(\text{FeMn})_3\text{SiAl}_{15}$  a  $(\text{FeMn})\text{Al}_6$ . U slitin řady 3000 dochází už při procesu krystalizace ke vzniku nerovnovážné struktury. Z tohoto důvodu se po odlití zařazuje homogenizační žíhání, které nejčastěji probíhá v rozmezí teplot od 570°C do 620°C s postupným ochlazováním, až na rozsah teplot od 370°C do 400°C [1, 20, 22, 23].

Mimo hořčíku jsou ve slitinách typu 3000 další legovací prvky, jako měď, křemík, zinek a železo. Obsah mědi může být až 0,2%, pomocí tohoto prvku docílíme dalšího zvýšení mechanických vlastností a také jemnozrnnou strukturu. Naopak měď negativně působí na korozní odolnost. Obsah křemíku se v těchto slitinách pohybuje maximálně do 0,6% a železo do 0,7%.

Zinek patří mezi další legující prvek v těchto slitinách, jeho obsah je maximálně 0,2%. Zinek zlepšuje mechanické vlastnosti na úkor korozní odolnosti. Tuto nevýhodu lze využít pro katodickou ochranu základního materiálu nanesením povlaku zinku. Koroze pak probíhá ve vrstvě obsahující zinek, z důvodu jeho menší ušlechtilosti vůči zoxidovanému hliníku [1].

Prvky, kterým říkáme aditiva, se přidávají obvykle v množství menším než 1%. Úkolem těchto legovacích prvků je zmenšit velikost zrna po pájení, svařování, zlepšit svařitelnost, apod. K těmto legovacím prvkům patří zirkonium, bor, titan, beryllium, chrom, nikl. Chemické složení slitiny dle EN AW 3003 určuje technologická norma dle ČSN EN 573-3, které je uvedeno níže v tabulce *Tab. 1.3*.

*Tab. 1.3 Chemické složení slitin EN AW-3003 [22]*

Chemické složení v hm%											
Slitina 3003	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ga	V
	0,6	0,7	0,05 - 0,2	1,0 - 1,5	0,0	0,0	0,0	0,1	0,0	0,0	0,0



### 1.1.2.1 Intermetalické fáze v hliníkových slitinách

Při ochlazování hliníkových slitin mohou vznikat intermetalické sloučeniny. Bohužel tyto fáze jsou nežádoucí z důvodů snižování mechanických vlastností. Mezi nežádoucí intermetalické fáze patří například fáze  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi. Tyto fáze se často vyskytují ve tvaru jehlic, což vede ke křehnutí dané slitiny. Vyšší obsah manganu může podporovat vznik méně škodlivé fáze  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>. Tvar fáze  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> připomíná čínské písmo. Vznik a charakter intermetalických sloučenin je ovlivnitelný pomocí chemického složení a rychlosti odlévání dané slitiny. Pomalé ochlazování podporuje tvorbu  $\beta$  jehlic. Rychlejším ochlazením vzniká  $\alpha$  fáze. Vliv chemického složení na vznik intermetalických sloučenin je následující, například snížením obsahu železa a rychlosti ochlazování docílíme přeměny z  $\beta$  na  $\alpha$ . Z toho plyne, že transformaci  $\beta$  na  $\alpha$  je možné ovlivnit množstvím železa, které je stabilizátorem  $\beta$  fáze. Naopak mangan a chrom podporují vznik  $\alpha$  fáze [24].

Z výše uvedeného vyplývá, že nežádoucí účinky intermetalických fází se železem je možno snížit například zajištěním nízké koncentrace železa, dále zajištěním poměru Mn / Fe, která bude nad hodnotu 0,5 a, zvýšením rychlosti tuhnutí či snížením stupně eutektické modifikace [24].

### 1.1.3 Al slitinová fólie v pájeném tepelném výměníku

Počátek sériového užití hliníkových fólií v pájených výměnících automobilů spadá zhruba do poloviny 90 let. Změna technologie, kdy se z mechanicky skládaných výměníků výroba zaměřuje na pájené tepelné výměníky. Výroba pájených tepelných výměníků byla zvolena pro možnost výrazného snížení hmotnosti při stejné účinnosti tepelné výměny. Hliníkové fólie jsou výhodné zejména pro dobrou korozní odolnost, nízkou hmotnost a dobrou tepelnou vodivost. Pevnostní charakteristiky ovlivňují hlavní legující prvky, technologie výroby a znalosti materiálových a strukturních procesů. Mechanické hodnoty u hliníkových fólií se řídí dle technické normy dle ČSN EN 683-2. Přehled mechanických hodnot pro jednotlivé stavy u slitiny EN AW 3003 jsou uvedeny níže v tabulkách *Tab. 1.4*, *Tab. 1.5* [10].

Tab. 1.4 Mechanické vlastnosti tenkých pásů pro tepelné výměníky slitiny ENAW 3003, H14, H16 [25]

Materiál tloušťky 60 -140 μm	Stav materiálu H14				Stav materiálu H16			
	Smluvní mez kluzu (MPa)	Mez pevnosti v tahu (MPa)		Tažnost (%)	Smluvní mez kluzu (MPa)	Mez pevnosti v tahu (MPa)		Tažnost (%)
	min.	min.	max.	min.	min.	min.	max.	min.
ENAW 3003 (Al Mn1 Cu)	120	145	185	1	145	165	205	1

Tab. 1.5 Mechanické vlastnosti tenkých pásů pro tepelné výměníky slitiny ENAW 3003, H18, H19 [25]

Materiál tloušťky 60 -140 μm	Stav materiálu H18			Stav materiálu H19		
	Smluvní mez kluzu (MPa)	Mez pevnosti v tahu (MPa)	Tažnost (%)	Smluvní mez kluzu (MPa)	Mez pevnosti v tahu (MPa)	Tažnost (%)
	min.	min	min	min.	min	min
ENAW 3003 (Al Mn1 Cu)	160	190	1	180	210	1

Pro výrobu tepelných výměníků do automobilů se používají hliníkové slitiny s hlavním legujícím prvkem manganem a to hlavně proto, že mangan do 1,5 hm.% zaručuje vyšší pevnost této slitiny. Hliníková fólie tvořící základ vlnovce je slitina EN AW 3003. Tato hliníková fólie se vyrábí technologií kontinuálního lití pásů s následným mechanicko-tepelným zpracováním, k dosažení finální tloušťky s požadovanými mechanickými vlastnostmi. Tímto mechanicko-tepelným zpracováním je válcování za studena a následným žíháním v komorových pecích. Fólie s úzkým rozpětím  $R_{p0,2}$  v dodávaném stavu se dále zpracovává v tvarovacím pořadí a vzniká tak vlnovec přesných rozměrů *Obr. 1.1.2*. Vlnovec je automaticky vkládán mezi ploché plátované trubky. Konce těchto trubek jsou spojeny plátovanými sběrníci s vstupními a výstupními nátrubky. Takto složený výměník (chladič, výparník, topení) *Obr. 1.1.2* projde průběžnou pájecí pecí, pod ochrannou atmosférou dusíku s krátkodobou výdrží na teplotě kolem 600°C, výdrž na teplotě trvá několik minut. Pájka po vychladnutí pevně ukotví vlnovce k trubkám. Vlnovec tvoří oporu trubkám vůči tlakovým deformacím za provozu a brání vzniku únavových trhlin a z toho plynoucí netěsnost výměníku. Současně chrání trubky před korozi úpravou korozního potenciálu.



*Obr. 1.1.2 Chladič*

Mangan a křemík jsou klíčové legující prvky pro dosažení vyšších mechanických hodnot. Křemík je výhodný vzhledem k tvorbě zpevňujících sekundárních fází a k usnadnění precipitace zirkonia. Naopak železo a měď se drží na minimálních obsazích kvůli odlišným pozitivním korozním potenciálům vůči matici. Kromě toho železo snižuje precipitaci manganu jeho vázáním v primární fázi. Zirkonium je prvek, jehož aplikace umožňuje korigovat rekrystalizační chování slitiny. Ve slitině obsažený zinek upravuje negativní korozní potenciál vůči potenciálu trubek, aby byly tyto trubky chráněny před korozí.

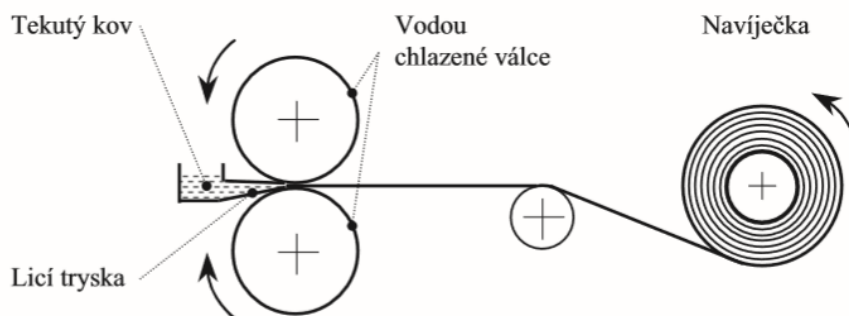
Společně se legující prvky podílejí na finálních mechanických a korozních vlastnostech, zejména pak po procesu pájení, který významně zasáhne do materiálové struktury. Stabilita mechanických vlastností je vyžadována z pohledu tvarování vlnovců. Dalšími důležitými parametry jsou výška a rozteč vln. Z pohledu stability chování spájeného výměníku jsou to parametry jako kvalita spoje, odolnost proti borcení vlnovce při tlakových testech.

Tloušťky fólií se v současné době pohybují od 100 po 50 mikrometrů. Čím menší tloušťka, tím vyšší požadavky na stabilitu vlastností. Aby bylo dosaženo výše uvedených požadavků, jsou hledána různá řešení, ať už aplikací nových legujících prvků anebo optimalizací tepelně-mechanického zpracování.

## ***1.2 Technologie výroby hliníkové slitinové fólie***

### **1.2.1 Kontinuální lití**

Celý proces zahrnuje řadu operací od tavení, přes legování, rafinaci, ustalování na lici teplotě, filtraci po kontinuální lití pásů krystalizací průchodem soustavou dvou chlazených válců *Obr. 1.2.1* [5].



*Obr. 1.2.1 Kontinuální lití pásů mezi dvěma chlazenými válci [1]*

Plynová tavící pec slouží k roztavení hliníkové vsázky Obr. 1.2.2. Vsázka je tvořena hliníkovými ingoty, tzv. housky, z interního odpadu, předslitin, tak, aby bylo dosaženo požadovaného chemického složení taveniny. Následuje stažení stěrů z hladiny, dolegování a rafinace k odstranění vměstků a snížení naplynění. Do taveniny je přidána nízko tavitelná granulovaná sůl injektovaná grafitovou trubicí, kterou proudí a zároveň je vmícháván argon do taveniny. Rafinace je prováděna pomocí zařízení tzv. rafinátoru Obr. 1.2.3. Argon stoupá na hladinu taveniny a navazuje na sebe vodík, oxidy a roztavené částice rafinační soli. Po rafinaci je nutné taveninu ustálit na přelévací teplotě cca 780°C. Na povrch je vyplavena veškerá sůl společně s vodíkem a oxidy a opět stáhnou stěry [5].



*Obr. 1.2.2 Plynová tavící pec s vsázkou*





*Obr. 1.2.3 Rafinátor*

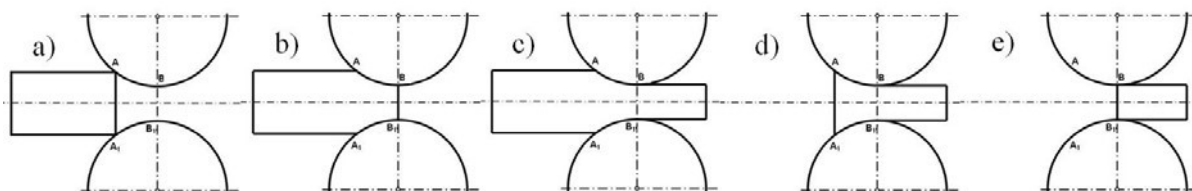
Tavenina je připravena k přelití do elektrické ustalovací (licí) pece. V elektrické ustalovací peci je udržována teplota taveniny na licí teplotě cca 760°C po celou dobu lití. Po dosažení minimální hladiny se nově připravená tavenina přelije z tavící do ustalovací pece a lití kontinuálně pokračuje. Odtud tavenina proudí soustavou licích žlábků přes dva keramické filtry *Obr. 1.2.4* do rozšířené licí krabice. Na licí krabici navazuje rozváděcí keramická licí tryska s výstupem k mezeře mezi licí (krystalizační) válce. U výtoku z ustalovací pece je dávkován očkovací drát  $AlTi_5B_1$  ke zjemnění zrna lité struktury. Z mezery od válců vystupuje kontinuálně odlitý pás hliníkové slitiny a navíjí se na cívku do svitku [5].



*Obr. 1.2.4 Licí žlábek a keramický filtr u kontinuálního lití*

## 1.2.2 Válcování za studena

Válcování je kontinuální proces, kdy procházející polotovar je vtahován mezi dva otáčející se válce, které ho stlačují na požadovanou tloušťku. Válcování můžeme dělit na podélné *Obr. 1.2.5* a příčné. Válcovací stolice mohou být děleny dle počtu pracovních i opěrných válců – dva, tria kvarta a mnohoválcové stolice [1,8].



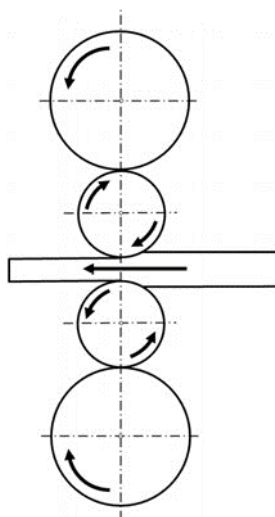
*Obr. 1.2.5 Schéma podélného válcování [8]*

Před válcováním za studena musí odlitý pás vychladnout na okolní teplotu. Při válcování dochází k tváření materiálu jednosměrnou redukcí tloušťky na cca 50% na jeden úběr. S každým úběrem je válcovaný materiál zahříván a po dosažení teploty cca 180°C je nutné jej opět vychladit na okolní teplotu. Z tohoto důvodu se pásy válcují v dávkách.

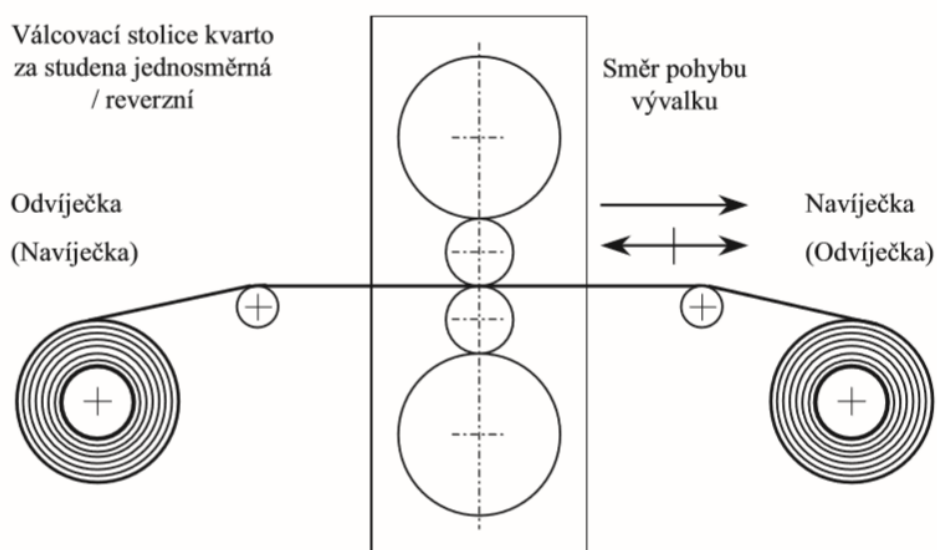
### 1.2.2.1 Válcovací stolice kvarto

Válcovací stolice kvarto se skládá ze dvou pracovních a dvou opěrných válců *Obr. 1.2.6* a *Obr. 1.2.7*. Válce jsou uloženy vodorovně. Opěrné cylindrické válce, které jsou většího průměru, slouží ke zmenšení průhybu pracovních válců. Obvykle pracovní válce jsou u stolic typu kvarto hnané, kdežto opěrné válce jsou vlečené. Tento typ válcovacích stolic se používá k válcování za studena i za tepla. Válce jsou chlazeny nástřikem válcovacího oleje ze vstupní strany, navíc je válcovací olej nosičem tlakových přísad k mazání styčné plochy válce a materiálu, tím se dosahuje požadované kvality povrchu válcovaného pásu. Pracovní válce menších průměrů jsou broušeny s oblostí k vyrovnání tepelných změn [1, 8].



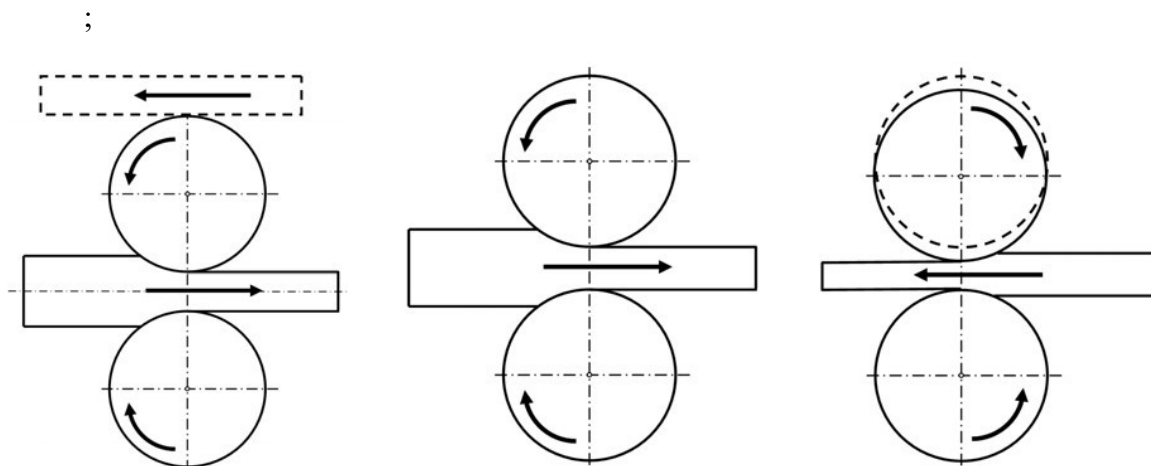


Obr. 1.2.6 Schéma válcovací stoličky kvarto [8]



Obr. 1.2.7 Válnová stolička kvarto [1]

Válnové stoličky kvarto mohou být jednosměrné nebo vratné (reverzní) Obr. 1.2.8. U jednosměrné válcovací stoličky se válce otáčejí pouze jedním směrem. Naopak u reverzních stolic se směr otáčení válců mění po každém průchodu materiálu [1, 8].



Obr. 1.2.8 Schéma jednosměrného a vratného válcování [8]

Hlavními parametry pro válcování jsou tlakové a výkonové parametry válcovací stolice, deformační chování slitiny, schopnosti systémů řízení tloušťky a rovinnosti a kvalitativní požadavky na výstupní válcovaný pás. V průběhu válcování se materiál i pracovní válce intenzívně zahřívají, proto je nutné systém chladit a současně mazat válcovacím olejem s aditivy.

Hliníková fólie pro pájené výměníky se válcuje na dvou válcovacích stolicích. Na první válcovací stolicí dochází k válcování z 8,5 na 0,3 mm, na druhé válcovací stolicí pak je možnost válcovat od tloušťky 0,60 do 0,030 mm. V našem případě je zařazeno mezižhání mezi prvním a druhým válcováním, tedy na tloušťce 0,3 mm. Cílem je dosáhnout odpevnění (zotavení) materiálu pro usnadnění válcování při přechodu z jedné stolice na druhou. Současně také vytvořit materiálový stav, který bude výhodný pro následná tepelná zpracování, kterými jsou, stabilizační žhání a pájecí režim.

### 1.2.3 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování je proces, při kterém materiál prochází jedním nebo více žhacími cykly za účelem dosažení vhodné struktury. Tepelné zpracování u hliníku a hliníkových slitin můžeme rozdělit do dvou skupin. První skupinou je žhání a do druhé skupiny řadíme vytvrzování [1].

Během válcování dochází k plastické deformaci, což je příčinou vzniku většího výskytu mřížových poruch. Čímž se jednak mění vnitřní energie materiálu, tak fyzikální vlastnosti. Při plastické deformaci se dislokační hranice začnou tvořit mezi oblastmi zrna s odlišnou orientací. Na hranicích zrn se vyskytuje skoro stejné celkové množství dislokací s opačnou

orientací Burgersova vektoru. Rozložení dislokací v hranici není rovnoměrné a vede k lehké dezorientaci mezi takto oddělenými oblastmi. Hranice přispívají k uložené energii v materiálu v průběhu deformace a mají určitý vliv na jeho výsledné vlastnosti. Tento materiál je termodynamicky nestabilní, aby se mohl vrátit do stavu, jako před plastickou deformací, tedy z metastabilního do stabilního je nutné překonat energetickou bariéru. Tím, že materiál tepelně zpracováváme – žiháme, můžeme dosáhnout stejných vlastností jako před jeho plastickou deformací.

Materiál postupně prochází třemi druhy tepelného zpracování. Technologie kontinuálního lití umožňuje dosáhnout přesycení tuhého roztoku prvky manganu a zirkonia a realizovat následné řízené precipitační žihání v komorové peci s definovaným průběhem náběhu na výdrže při vhodné teplotě *Obr. 1.2.9*. Vytvořením jemných precipitátů  $\text{Al}_3\text{Zr}$  a Mn disperzoidů (s přispěním Si) v maximální možné hustotě v objemu materiálu vytvoříme podmínky pro posunutí teploty rekrytalizace v dalších tepelných zpracováních.



*Obr. 1.2.9 Komorová žihací pec Otto Junker*

Teplotu mezižihání pak můžeme volit v závislosti na chování materiálu při finálním stabilizačním žihání a současně reagovat na chování materiálu po simulovaném pájení.

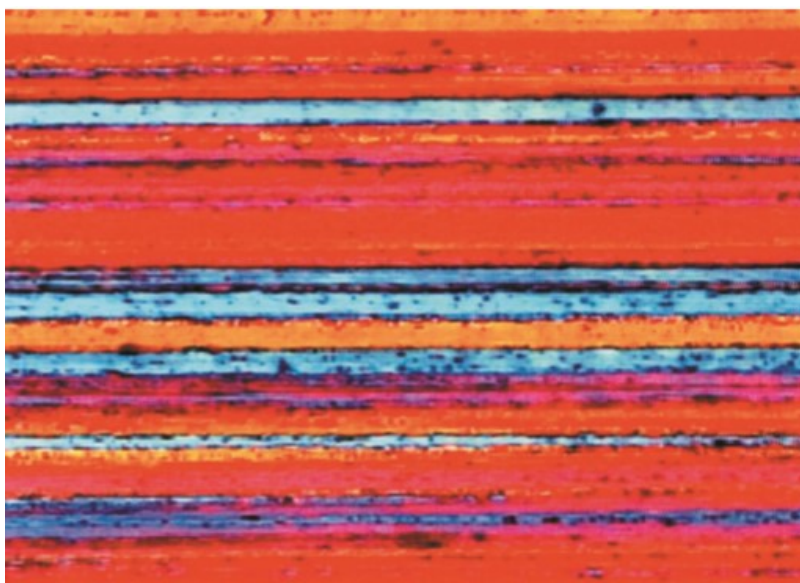
Stabilizační žíhání bylo zařazeno jako vhodné pro zotavení válcováním zpevněného materiálu, aby bylo dosaženo vhodnějších mechanických vlastností pro tvarování vlnovců. Teplotu stabilizačního žíhání lze díky odolnosti materiálu vůči rekrystalizaci a schopnosti podržet požadované mechanické vlastnosti volit v poměrně širokém rozpětí.

#### 1.2.4 Žíhání

U hliníku a jeho slitin aplikujeme několik typů žíhání, záleží, za jakým účelem žíhání provádíme a jakých vlastností potřebujeme u materiálu dosáhnout [1].

##### Rekrystalizační žíhání

Při rekrystalizačním žíhání, jak je patrné již z názvu, dochází ke vzniku nových zrn, která nahrazují původní deformovaná zrna. Mění se zároveň mechanické vlastnosti materiálu. Zvyšuje se plasticita a zároveň se snižuje pevnost materiálu. Tento typ žíhání probíhá v rozmezí teplot 250 - 500°C a obvykle se provádí po tváření kovu za studena. Zvolení teploty žíhání závisí na stupni deformace materiálu a na chemickém složení žíhané slitiny [1].



Obr. 1.2.10 Nerekrytalizovaná jemně vláknitá struktura slitiny AlZn7,5Mg [1]

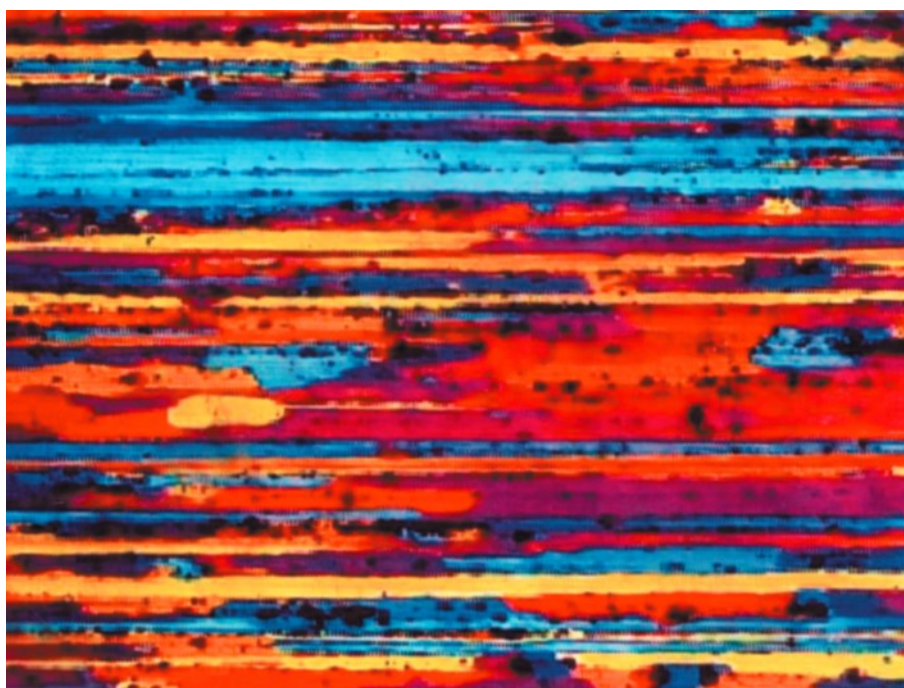
Při velkých deformacích materiálu je přítomno velké množství dislokací, v literatuře je uváděno  $10^{11}$  až  $10^{12}$  na  $\text{cm}^2$ . Dislokace mají za následek nakupení velkého množství energie v materiálu, což má za následek nestabilitu materiálu. Získání opět stabilního stavu materiálu je možné při vyšších teplotách, kdy k tomu dochází samovolně. Při odstranění tohoto nestabilního stavu prochází materiál třemi fázemi. Jsou to fáze zotavení, vlastní rekrystalizace a poslední fází je růst zrna [1].

## Stabilizační žíhání

Stabilizační žíhání provádíme u materiálů, které jsou v provozu vystaveny vysokým teplotám. Získáme tím stabilizaci struktury, a dále jak chemických, tak i mechanických vlastností materiálu. Toto žíhání probíhá v rozsahu teplot od 240 do 350°C. Obvykle je žíhací teplota vyšší, než je skutečná provozní teplota při použití daného materiálu [1].

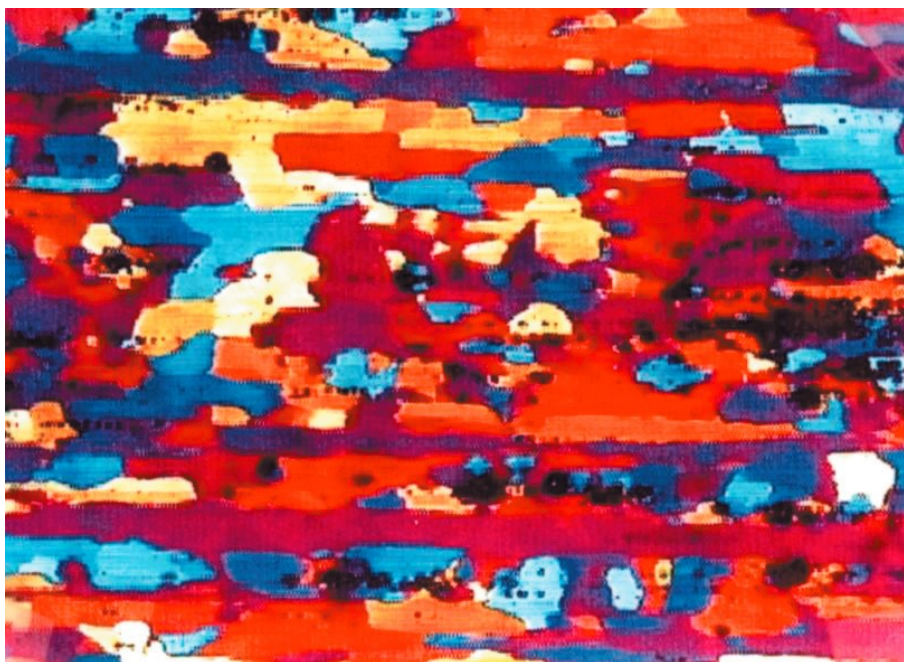
## Žíhání s částečnou rekrystalizací

Opět se využívá u materiálu, který byl tvářený za studena. Jak vyplývá z názvu žíhání, proběhne v materiálu pouze částečná rekrystalizace. Teploty se aplikují stejné jako u výše zmíněného rekrystalizačního žíhání, pouze se mění časový interval žíhání tak, aby nedošlo k úplné rekrystalizaci materiálu. Částečně rekrystalizovaný materiál je složen jak z rekrystalizované struktury, tak je zde podíl tvářené struktury *Obr. 1.2.11* a *Obr. 1.2.12* [1].



*Obr. 1.2.11 Částečně rekrystalizovaná struktura, ve vláknité oblasti jsou ojediněle vzniklá nová zrna [1]*





*Obr. 1.2.12 Částečně nerekrystalizovaná struktura, v rekrystalizované struktuře ojedinělý výskyt míst s nerekrystalizovanou strukturou [1]*

### **Homogenizační žíhání (homogenizace)**

Provádí se za vysokých teplot, aby došlo pomocí difúzních procesů ke zvýšení chemické homogenity materiálu. Teploty homogenizačního žíhání se pohybují blízko teploty solidu [1, 9].

#### **1.2.5 Vytvrzování**

Vytvrzování nazýváme také precipitační zpevnění. Tímto tepelným zpracováním lze měnit fyzikální, chemické a technologické vlastnosti materiálu. Hlavní podmínkou tohoto procesu je změna rozpustnosti v tuhém roztoku  $\alpha$ , za vzniku přesyceného roztoku  $\alpha$ . Precipitační zpevnění probíhá ve dvou na sebe navazujících technologických fázích [1, 9].

První fází je rozpouštěcí žíhání, kdy se materiál ohřeje na vhodnou teplotu po určitou dobu, aby mohlo dojít k převedení jedné nebo více intermetalických fází do tuhého roztoku. Následně je nutné materiál rychle ochladit kritickou nebo nadkritickou rychlostí, aby bylo dosaženo prosyceného tuhého roztoku  $\alpha$  [1, 9].

Následuje druhá fáze, kterou je stárnutí. Při stárnutí dochází ke změně substrukтуры materiálu a tím i ke změně fyzikálních, mechanických a technologických vlastností. Stárnutí ještě dále dělíme na přirozené a umělé. Rozdíl mezi přirozeným a umělým stárnutím



je v teplotě, při které tento proces probíhá. U přirozeného stárnutí je použita pokojová teplota, kdežto u umělého stárnutí se využívá vyšších teplot [1, 9].

### 1.2.6 Zotavení a rekrytalizace deformované struktury

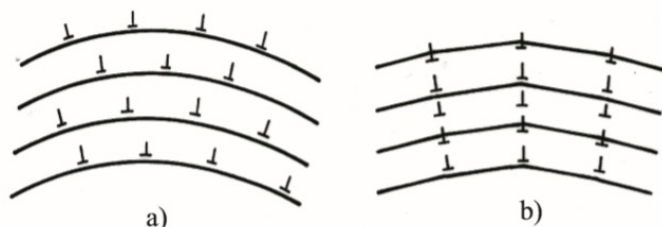
U deformované struktury po tváření za studena dochází k deformačnímu zpevnění. Ke kterému dochází hromaděním dislokací na hranicích zrn. Vlivem deformačního zpevnění se mění mez pevnosti a zmenšuje se tažnost, zhoršuje se tepelná a elektrická vodivost a tvařitelnost materiálu [19].

Zotavení a rekrytalizace deformované struktury probíhá za zvýšených teplot bez působení vnějšího napětí, dochází ke spotřebě energie, která se nahromadila během deformace a také ke změnám ve struktuře materiálu. Statické zotavování a rekrytalizace jsou závislé na teplotě a vyšší teploty statické procesy urychlují [13, 14].

Zotavení představuje změny v uspořádání mikrostruktury materiálu, které se dějí, než dojde k jeho rekrytalizaci. Pro zotavení je charakteristická změna uspořádání dislokací. Obecně se dá říci, že zotavení lze definovat jako proces probíhající při žíhání, při kterém nedochází k migraci velkoúhlových hranic zrn. Tento proces se vyznačuje přemísťováním a částečnou anihilací dislokací. Snížení počtu dislokací a tvorba subhranic se nazývá polygonizace. Uspořádání dislokací vede ke snížení deformační energie.

Jeden z mechanismů snížení počtu dislokací je anihilace dislokačních pólů, kdy dochází k anihilaci dvou rovnoběžných dislokací s opačným znaménkem. Tyto dislokační póly jsou uloženy v rovnoběžných, blízkce položených skluzových rovinách.

Při deformaci dochází k zakřivení mřížky *Obr. 1.2.13 a)* a v průběhu žíhání dochází k tvorbě dislokací procesem anihilace a změnou uspořádání hranic subzrn *Obr. 1.2.13 b)*.



*Obr. 1.2.13 a) křivení mřížky b) změna uspořádání hranice zrn [1].*

Během procesu zotavení dochází zde k příčnému kluzu a šplhání dislokací, a to jak hranových, tak šroubových dislokací. Při zotavení hranice zrn nemigrují, nevznikají nová

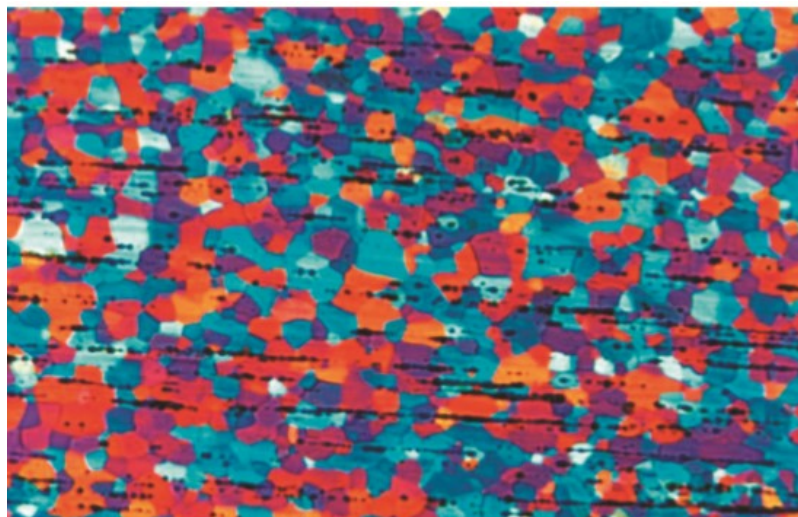
zrna a zůstávají tak v texturním uspořádání. Při tomto procesu nenastává dokonalé uzdravení materiálu [11, 13].

Při nižších stupních deformace je možno rozdělit zotavení ještě na několik stádií. U čistých kovů je definováno pět stádií. U stadia 1 až 3 dochází k vzájemné interakci a anihilaci, také k migraci, což je součástí zotavení bodových poruch. Ve 4. stádiu dochází k rozpadu dislokačních smyček a dislokace se uspořádávají do energeticky výhodnějších konfigurací. V posledním 5. stádiu se absorbují zbylé bodové poruchy a dislokace migrující k velkoúhlovým hranicím, zároveň se snižuje plocha hranic zrn. Následně koalescencí subzrn zanikají hranice subzrn a tímto způsobem dvě subzrna vytvoří jedno zrna. To v konečném důsledku znamená hrubnutí zrna a dochází k primární rekrytalizaci. Růst zrn se prolíná koncem procesu zotavení a je součástí i počáteční fáze primární rekrytalizace [12, 13].

Pokud proběhne kompletní zotavení ještě před rekrytalizačním žíháním, dochází ke zvýšení aktivační energie velkoúhlových hranic a nukleace. Tím je způsobeno snížení rychlosti migrace velkoúhlových hranic, což způsobí prodloužení inkubační doby pro rekrytalizaci. Abychom dosáhli zotavení, je nutné, aby teplota žíhání byla vyšší než je nutná k zotavení bodových poruch, ale zároveň dostatečně nízká, aby nedošlo k rekrytalizaci materiálu. Proces zotavení je možno monitorovat změnou fyzikálních vlastností [12, 13].

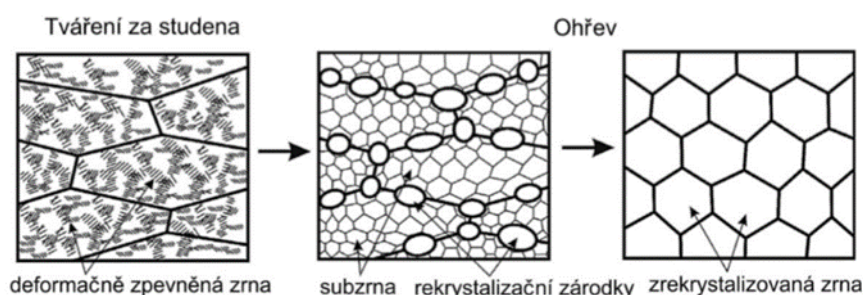
### **Rekrytalizace deformované struktury**

Statická rekrytalizace je proces, kdy vznikají nová zrna a nahrazují stará deformovaná zrna *Obr. 1.2.14*. Tento proces probíhá za zvýšené teploty. Hnací silou rekrytalizace je především uložená energie. Na opačné straně může být rekrytalizace zpomalena sekundární fází. Rekrytalizační proces dělíme na diskontinuální a kontinuální [3, 13, 21].



Obr. 1.2.14 Rekrytalizovaná struktura s globulitickými tvary zrna slitiny AlMg5 [1].

Při diskontinuální rekrytalizaci dochází k migraci zrn na dlouho vzdálenost a tím také k pohlcování dislokací Obr. 1.2.15. Probíhá ve dvou fázích, první fázi nazýváme nukleace, kdy vzniká nová beznapětová struktura. Ve druhé fázi pak je možné pozorovat růst této nové struktury, neboli růst zárodku [13, 21].



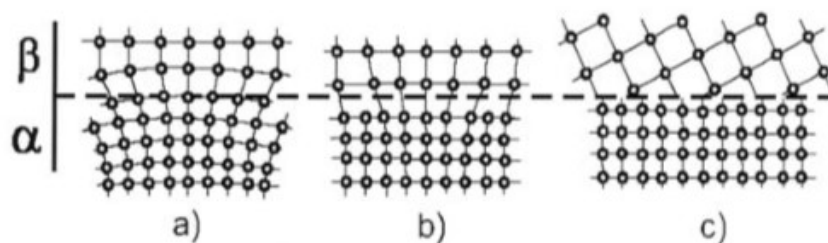
Obr. 1.2.15 Schematické znázornění průběhu diskontinuální statické rekrytalizace [13]

Tvorba zárodků probíhá v místech, kde je dosaženo velkého gradientu pnutí. Těmito místy jsou hranice skluzových a deformačních pásů, růst žíhacích subzrn, deformačně indukovaná migrace původních hranic zrn. Velikost zárodků je od 1 do 10 mikrometrů. Jako zárodek považujeme neporušenou oblast mřížky, u které celková energie hranice je nižší než v ostatních částech krystalografické mřížky a jejím okolí. Jak je výše zmíněno, základními mechanismy nukleace jsou koalescence subzrn a jejich růst díky migraci subhranic. Pro tvorbu subhranic jsou ideální velká subzrna vznikající při velkých disorientacích mřížky. Tato subzrna se vyznačují velkou pohyblivostí subhranic a velmi dobře rostou. Jak subhranice rostou, jsou pohlcovány dislokace, které vznikly během plastické deformace materiálu. V momentě zabudování dislokace do hranice subzrna dojde ke zvýšení úhlu disorientace mezi sousedními subzrny a rostoucím subzrnem. Až disorientace subzrna dosáhne určité hodnoty,

poté se přemění hranice subzrna na velkoúhlovou hranici a z původního zrna se stává zárodek. Tento zárodek pak dále migruje a pohlcuje další a další dislokace [2, 6, 13].

Nukleaci můžeme rozdělit na homogenní a heterogenní. Heterogenní nukleace je, kdy nukleačními centry jsou poruchy krystalové mřížky, např. vrstevné chyby, hranice zrn a dislokace. Homogenní nukleaci rozumíme změny koncentrace legovacích prvků v neporušené krystalové mřížce. Tedy v nějaké části materiálu je vyšší a v jiné nižší než je střední koncentrace [1, 15].

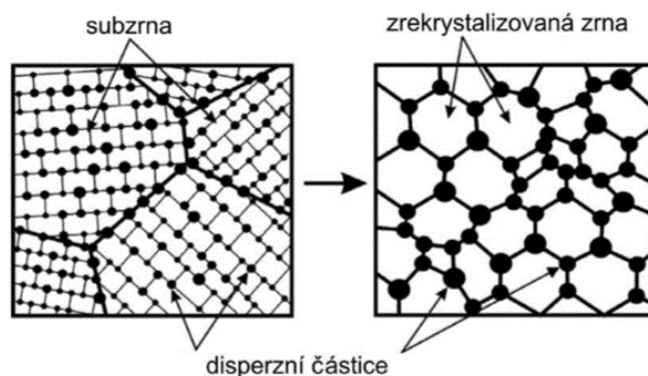
Vznik nové částice lze rozdělit na dvě fáze a to na nukleaci a růst zárodku. Při daném tlaku existuje určitá teplota tuhnutí  $T_i$ , při níž jsou obě fáze v rovnováze a jsou odděleny rozhraním, kterým rozumíme ideální geometrickou plochu styku dvou fází. Podle toho, jak na sebe krystalové mřížky navazují, rozdělujeme rozhraní na koherentní, semikoherentní a nekoherentní viz *Obr. 1.2.16* [1, 15].



*Obr. 1.2.16 Rozhraní a) Koherentní, b) semikoherentní c) nekoherentní [15].*

## Kontinuální statická rekrytalizace

K tomuto typu rekrytalizace dochází u jemnozrnných materiálů, které mají vysokou energii vrstevné chyby. Velký vliv na kontinuální statickou rekrytalizaci mají především disperzní částice. V materiálu, který je vystaven velké deformaci a obsahuje velké množství disperzních částic nebo má příliš jemné zrna, dochází ke zpomalení nebo úplnému zastavení pohybu hranic na dlouhou vzdálenost. Z výše uvedených důvodů při následném žhání ke statické rekrytalizaci nedochází. Dochází ke vzniku nových zrn, ale pouze jako důsledek růstu subzrn *Obr. 1.2.17* [13, 21].



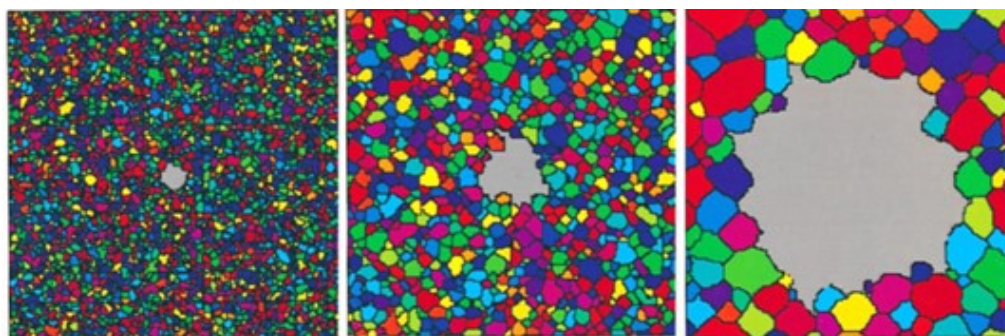
Obr. 1.2.17 Průběh kontinuální statické rekrystalizace [13]

### Metadynamická rekrystalizace

Je beznukleární děj, který probíhá v zárodcích rekrystalizované struktury vzniklých v závěru deformace. Následný růst zárodků probíhá při výdrži na deformační teplotě. Průběh je identický jako u statické rekrystalizace, bez působení vnějšího napětí. Je výrazně rychlejší než statická rekrystalizace a není tolik závislá na teplotě. Tento typ rekrystalizace probíhá pouze v určitých oblastech s vhodnými zárodky, nikoliv v celém objemu materiálu. Výsledkem bývá jemnější než při statické rekrystalizaci [3, 13, 21].

### Sekundární rekrystalizace

Také označována jako diskontinuální (abnormální) růst zrna. K sekundární rekrystalizaci dochází při dlouhodobém žhání, což je obvykle nežádoucím jevem. Projevuje se jako náhlý růst několika zrn na úkor ostatních zrn Obr. 1.2.18. Začátek bývá pomalý a vyskytuje se časová inkubační perioda. Hnací silou je snižování povrchové energie hranice zrna, takže k abnormálnímu růstu dojde u zrn s hranicemi s nejvyšší energií [3, 13, 21].



Obr. 1.2.18 Model abnormálního růstu zrna [13]

## **Terciární rekrytalizace**

Je zvláštním typem sekundární rekrytalizace, při této rekrytalizaci nejdříve hrubnou vhodně orientovaná zrna. Tato zrna se nacházejí na volném povrchu materiálu. Terciární rekrytalizaci lze značně ovlivnit volbou vhodné atmosféry při žíhacím procesu. Hnací silou tohoto procesu je rozdíl povrchové energie zrn s různou orientací [20].

### **1.2.7 Pájecí režim u tepelných výměníků**

Pájení tepelných výměníků probíhá v peci. Je to druh kapilárního pájení, kdy ohříváme celý objem součásti, což je výhodou hlavně pro pájení složitých tvarů. Další výhodou je, že při tomto druhu pájení nedochází k deformaci, ani vnitřním pnutím vlivem nerovnoměrného ohřevu a ochlazení materiálu [20].

Proces pájení probíhá v průběžných pecích v ochranné atmosféře dusíku. Ochranná atmosféra dusíku je použita proto, aby nedocházelo na povrchu materiálu k oxidaci. Technologie pájení je CAB – Controlled Atmosphere Brazing. Při nestabilních vlastnostech hliníkové fólie vlnovce, nemusí dojít k rovnoměrnému spájení ve všech místech. Také při nedostatečných mechanických vlastnostech se jednotlivé vlny vlnovce mohou deformovat a výměník nevydrží požadovaný počet cyklického tlakového zatížení. S postupným snižováním tlouštěk jak trubek, tak fólií /vlnovců, se toto riziko zvyšuje.

Základním materiálem pro pájené tepelné výměníky je slitina EN AW-3xxx s teplotou tání kolem 650°C. Pájka Al-Si se nanáší na základní materiál trubky nebo mezi komponenty, které mají být spojeny, v tomto případě je to trubka a vlnovec. Zkompleťované tepelné výměníky prochází pecí cca 20 min, kdy dosahuje teploty 595 – 605°C. Materiál a pájka jsou zahřáty na teplotu kolem 600°C. Pájka se při této teplotě kompletně rozpouští a difunduje do základního materiálu. Pájecí proces v ochranné atmosféře dusíku tedy probíhá při teplotě kolem 600°C  $\pm$  3°C po dobu max. 5 - 10 minut. Pájení probíhá za použití tavidla [20].

Před nanesením tavidla je nutné materiál tepelně odmastit od mazacího oleje, který je přítomen na materiálu v důsledku výroby vlnovce. K tomu dochází v peci pomocí odmašťovače, který pracuje při teplotách až 300°C [18, 20].

Po odmaštění je tepelný výměník ochlazen na okolní teplotu. Bez ochlazení není možné nanést tavidlo. Tavidlo je ve formě prášku, avšak jeho aplikace na výměník probíhá v tekuté směsi, kdy se tavidlo mísí s deionizovanou vodou. Deionizovaná voda se používá, aby



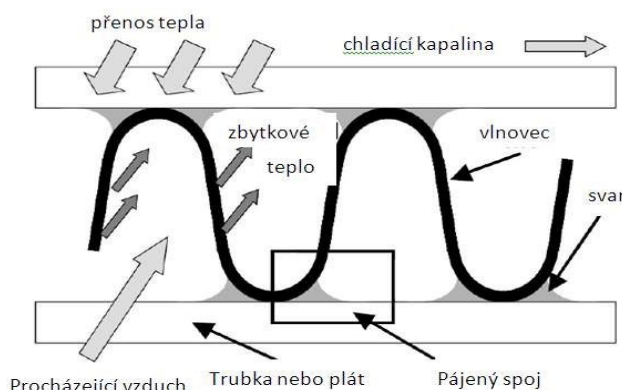
nedošlo ke kontaminaci povrchu materiálu solí, které mohou způsobit následnou korozi. Tavidlo má několik funkcí. Jednou z funkcí je odstranění oxidického filmu z povrchu pájeného materiálu a následně ochránit obnažený povrch materiálu před opětovnou oxidací. Dalšími funkcemi tavidla jsou snížení povrchového napětí pájeného kovu, podpora smáčivosti základního materiálu a zajištění zabíhavosti pájky. Při teplotě kolem 562°C se rozpustí tavidlo a dojde ke smáčení povrchu komponentů, což umožní pájce vzlínáním volně zatéct do spojů. Při ochlazení zůstává tavidlo jako tenký film na povrchu materiálu. Přebytečné tavidlo se odstraňuje proudem vzduchu [17, 19, 20].

Hořčík, který se ke slitinám přidává pro zvýšení mechanických vlastností, má negativní vliv na pájení. Příčinou je, že hořčík velmi dobře reaguje s kyslíkem, zabrání tak funkci tavidla rozrušit oxidický film. Z tohoto důvodu zůstávají na povrchu hliníkového materiálu oxidy hořčíku a pájka nemůže dobře zatéci. Pokud je obsah hořčíku příliš vysoký, vůbec nedojde ke vzniku pájeného spoje. Obsah hořčíku v hliníkových slitinách určených k pájení v ochranné atmosféře dusíku je udává maximálně 0,3 hm.%. Tato hodnota je konečná, což znamená, že obsah hořčíku v trubce i pájce se počítá.

Pec, ve které probíhá pájení, se obvykle skládá ze tří až čtyř zón, které jsou vyhřívány plynovými hořáky. První tzv. předehřívací část ohřívá tepelný výměník před vstupem do vyhřívací části pájecí pece. Její funkcí je ohřát komponenty na požadovanou teplotu. Typem pece pro pájení je kontinuální muflová pec, která je ohřívána elektricky napájenými topnými články jak shora, tak zespodu [20].

Prvním krokem pájení je roztavení tavidla při teplotě 562°C a zároveň dochází k rozrušení oxidické vrstvy. Tak se částice křemíku přítomné v pájce dostanou do kontaktu se základním materiálem. Při překročení teploty 577°C křemík difunduje do základního materiálu. Na povrchu se vytvoří vrstva tekuté slitiny křemíku a hliníku, která je blízká eutektickému složení. Teplota dále roste až k maximální hodnotě, maximální teplota pro pájení většinou nepřesáhne 605°C. Maximální teplotu určujeme v závislosti na typu a velikosti tepelného výměníku. Následně pájka prostoupí štěrbinami a vytvoří se spoj, viz *Obr. 1.2.19*. V dalším kroku je nutná výdrž na maximální teplotě po určitou dobu, aby mohlo dojít ke kvalitnímu zapájení celého výměníku [20].

Poslední operací je ochlazení výměníku v chladicí komoře a výstup z pece, odkud je zapájený tepelný výměník předán k dalšímu zpracování [20].



Obr. 1.2.19 Schéma zapájení vlnovců a trubek [20]

### 1.3 Legující prvky mangan a zirkonium

Hlavními legujícími prvky v hliníkových slitinách patří křemík, mangan, hořčík, měď a zinek. Hliníkové slitiny pro tváření mají celkový obsah legujících prvků nižší. Tedy v mikrostruktuře těchto slitin převládá plastický tuhý roztok  $\alpha(\text{Al})$ . V tuhém roztoku nahrazují atomy přísadového prvku v kubické plošně centrované mřížce hliníku jeden či více atomů hliníku. Přísadové legující prvky jsou jiné velikosti atomů než hliník, proto způsobují deformaci původní mřížky. Následkem toho dochází k nárůstu pevnosti slitiny, ale také zároveň snížení plastických vlastností. Rozpustnost legujících prvků v hliníku je nejvyšší při eutektické teplotě.

#### 1.3.1 Mangan

Mangan má důležitý vliv na vlastnosti fólií, protože částice sekundární fáze obsahující mangan, mohou buď stimulovat nebo zabránit růstu zrn během termo-mechanického zpracování. Mangan u tvářených slitin zvyšuje pevnost a snižuje plasticitu, pokud je přítomen v podobě intermetalických nerozpustných sloučenin. Mangan dále podporuje vznik  $\alpha$  fáze a tím potlačí vznik jehlic způsobující zkrěhnutí slitiny. Tyto jehlice jsou z fází  $\text{Al}_6\text{Fe}$  a  $\text{Al}_3\text{Fe}$ . Pokud je mangan v tuhém roztoku, zvyšuje teplotu rekrystalizace o 20 – 100°C. Pro zpevnění tuhým roztokem má mangan poměrně slabý účinek kvůli jeho nízké rozpustnosti, a také snížené přítomností prvků Fe a Si. Tvorbou disperzoidů menších než 0,5  $\mu\text{m}$  pak mangan zvyšuje pevnost slitiny. Tlak precipitace stoupá s větší nasyceností roztoku a je tak větší i při nižších teplotách. Při různých teplotách žhání se může pořadí začátků procesů rekrystalizace

a precipitace měnit. Důležitým rysem manganu v hliníkových slitinách je snížení náchylnosti k interkystalické korozi a korozi pod napětím [1, 14].

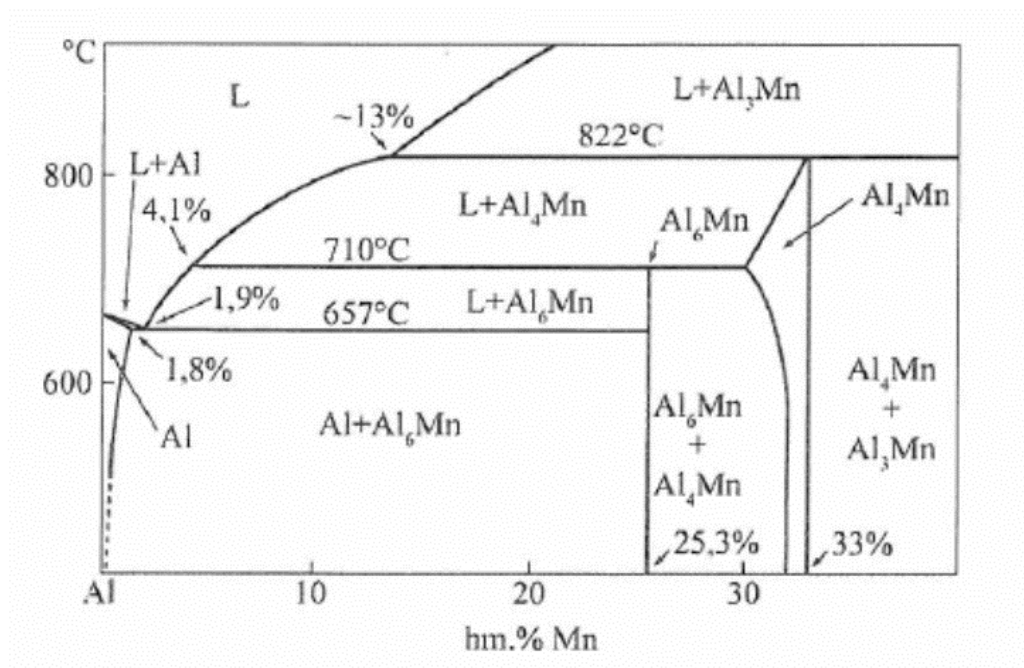
### 1.3.2 Zirkonium

Zirkonium jako legovací prvek je používáno u hliníku a jeho slitin pouze v malých množstvích. Obvykle jsou používány koncentrace mezi 0,1 – 0,3%. Zároveň je dosud neúčinnější komerčně používaný (levný) prvek tvořící s hliníkem disperzoidy  $\text{Al}_3\text{Zr}$ , které účinně brání rekrytalizaci. Malé množství zirkonia v hliníkových slitinách umožňuje precipitační zpevnění, protože z tuhého roztoku se tvoří koherentní precipitáty  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Precipitáty při vhodné velikosti, tvaru a hustotě vyvíjejí vysoký Zenerův tlak na hranice subzrn a zvyšují tak velikost kritického poloměru zárodku rekrytalizace. Hrubší nekoherentní částice také přispívají ke zvýšení pevnosti disperzním zpevněním [1, 12].

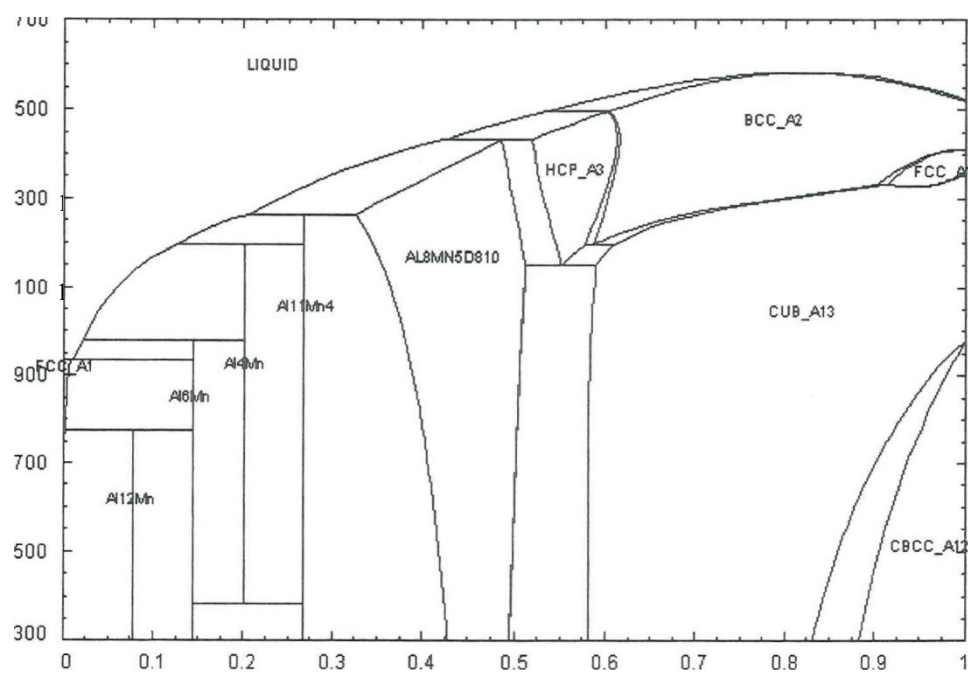
## 1.4 Binární diagramy

### 1.4.1 Binární diagram hliník – mangan

U slitiny dle EN AW 3003 se obsah manganu pohybuje v rozmezí 1,0 – 1,5 hm.%. Nejvyšší rozpustnost v tuhém roztoku je 1,8% hm.% při eutektické teplotě 660°C. Primární intermetalická fáze blízká  $\text{Al}_6\text{Mn}$  se vylučuje v rovnováze s tuhým roztokem hliníku při koncentraci 1,9 – 4,1 hm.% Mn. Může se také vyskytnout metastabilní fáze  $\text{Al}_{12}\text{Mn}$ , lze ji potlačit obsahem křemíku a železa nad 0,2 hm.%. Slitina dle EN AW 3003 obsahuje oba prvky, proto se v litém pásu reálně vyskytují primární fáze  $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$  a  $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ . Oba prvky také snižují rozpustnost manganu v tuhém roztoku. Binární diagram hliník – mangan je uveden na *Obr. 1.4.1* a *Obr. 1.4.2*. Z binárního diagramu je patrné, že dochází ke spoustě peritektických a několika peritektoidním reakcím, čímž vzniká celá řada fází. Jednotlivé reakce jsou znázorněny v *Tab. 1.6*. Intermetalická fáze  $\text{MnAl}_6$  se může vyskytovat v rovnováze s tuhým roztokem hliníku. Tato fáze vzniká peritektickou reakcí z taveniny a fáze  $\text{MnAl}_4$ . Může se také vyskytnout intermetalická fáze  $\text{MnAl}_{12}$ . Tuto fázi lze potlačit zvýšením objemu křemíku a železa [1].



Obr.1.4.1 Binární diagram hliník – mangan



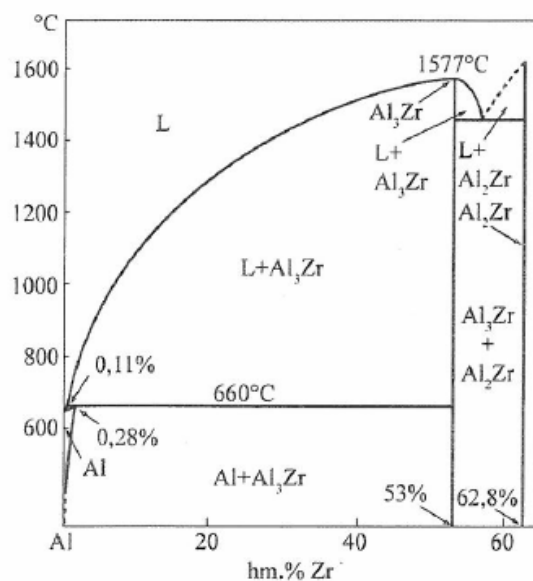
Obr. 1.4.2 Binární diagram hliník – mangan [1]

Tab. 1.6 Reakce z binárního diagramu Al-Mn [1]

Reakce	Složení Mn v %			Teplota v °C	Typ reakce
$L \leftrightarrow (Al) + Al_6Mn$	1,00	0,62	14,20	658	eutektická
$L + \mu \leftrightarrow Al_6Mn$	2,40	19,00	14,20	705	peritektická
$L + Al_{11}Mn_4(HT) \leftrightarrow \mu$	15,20	25,00	20,80	923	peritektická
$L + \gamma_1 \leftrightarrow Al_{11}Mn_4(HT)$	23,20	30,00	28,30	1002	peritektická
$Al_{11}Mn_4(HT) \leftrightarrow \mu + Al_{11}Mn_4(LT)$	25,75	20,80	27,00	910	eutektoidní
$Al_{11}Mn_4(HT) \leftrightarrow Al_{11}Mn_4(LT)$	0,00	27,00	0,00	916	kongurentní
$Al_{11}Mn_4(HT) \leftrightarrow Al_{11}Mn_4(LT) + \gamma_2$	28,20	27,00	31,80	895	eutektoidní
$L + \gamma' \leftrightarrow \gamma_2$	28,30	34,50	33,60	1048	peritektická
$\gamma_1 \leftrightarrow Al_{11}Mn_4(HT) + \gamma_2$	31,00	28,70	31,40	957	eutektoidní
$\gamma_1 + \gamma' \leftrightarrow \gamma_2$	38,20	40,00	38,80	1191	peritektoidní
$L + \varepsilon \leftrightarrow \gamma'$	43,00	53,20	50,60	1165	peritektická
$Y \leftrightarrow + (\beta Mn)$	54,00	51,30	60,00	870	eutektoidní
$\gamma' \leftrightarrow \gamma_2 + (\beta Mn)$	49,50	47,00	59,50	840	eutektoidní

#### 1.4.2 Binární diagram hliník – zirkonium

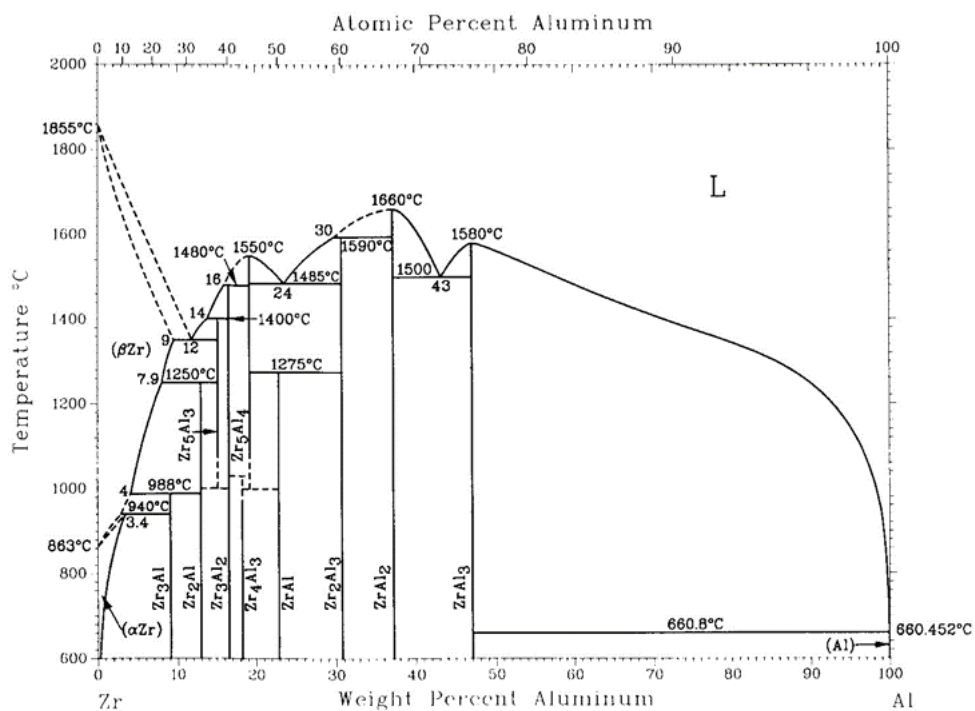
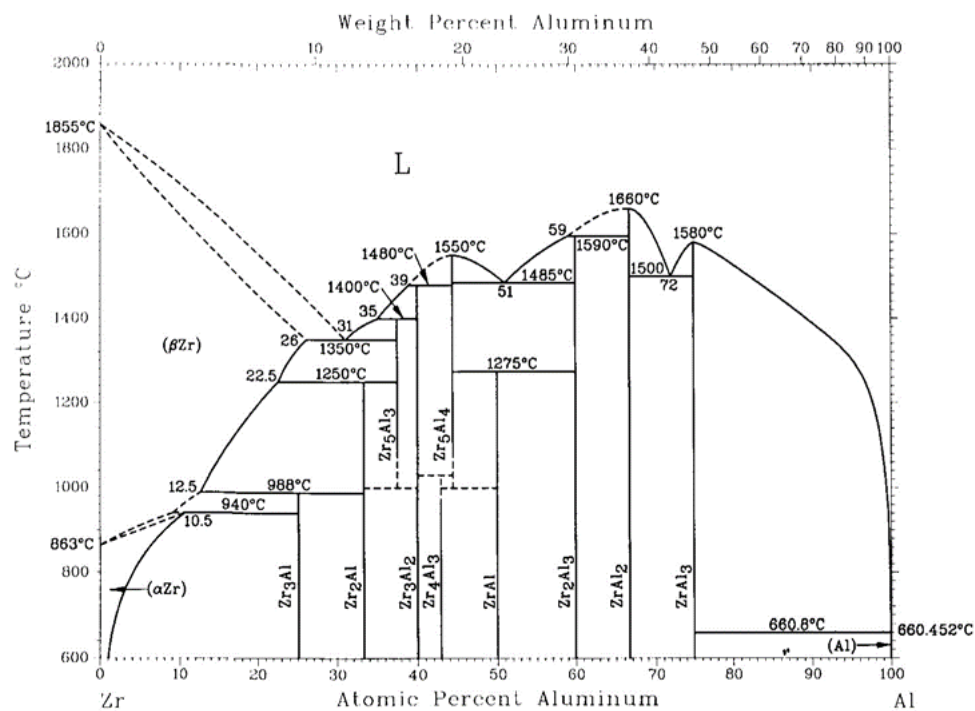
Zirkonium jako legovací prvek je v praxi používán v koncentraci, která umožní dosáhnout požadované vlastnosti a nepůsobí potíže v sériové výrobě. S hliníkem tvoří peritektický fázový diagram s rovnovážnou teplotou 660°C. Maximální rozpustnost zirkonia v hliníku je 0,28 hm.%, ale ta se s klesající teplotou prudce snižuje. V praxi je běžná koncentrace mezi 0,1 – 0,2 hm.%. Cílem je dostat veškeré zirkonium v průběhu krystalizace do tuhého roztoku. Prahová rychlost ochlazování pro vznik tuhého roztoku je cca  $10^2$  K/s, což je v podmínkách kontinuálního lití splněno. Primárně vyloučená fáze  $Al_3Zr$  je nežádoucí, jedná se o velmi tvrdé částice způsobující značné defekty v tenké fólii. Binární diagram hliník – zirkonium je znázorněn na Obr. 1.4.3 a Obr. 1.4.4. Jednotlivé reakce z binárního diagramu jsou znázorněny v Tab. 1.7 [6, 11].



Obr. 1.4.3 Binární diagram hliníku – Zirkonium

Tab. 1.7 Reakce z binárního diagramu Al- Zr [11]

Reakce	Složení fází at. % Al			Teplota v °C	Typ reakce
$L \leftrightarrow \beta\text{Zr}$	0,00	0,00	0,00	1855	tavení
$\beta \leftrightarrow \alpha\text{Zr}$	0,00	0,00	0,00	863	alotropická
$L \leftrightarrow (\beta\text{Zr}) + \text{Zr}_5\text{Al}_3$	31,00	26,00	37,50	1350	eutektická
$(\beta\text{Zr}) + \text{Zr}_5\text{Al}_3 \leftrightarrow \text{Zr}_2\text{Al}$	22,50	37,50	33,30	1250	peritektoidní
$(\beta\text{Zr}) + \text{Zr}_2\text{Al} \leftrightarrow \text{Zr}_3\text{Al}$	12,50	33,30	25,00	988	peritektoidní
$(\beta\text{Zr}) + \text{ZrAl}_3 \leftrightarrow (\alpha\text{Zr})$	8,10	25,00	10,50	940	peritektoidní
$L + \text{Zr}_3\text{Al}_2 \leftrightarrow \text{Zr}_5\text{Al}_3$	35,00	40,00	37,50	1400	peritektická
$\text{Zr}_5\text{Al}_3 \leftrightarrow \text{Zr}_2\text{Al} + \text{Zr}_3\text{Al}_2$	37,50	33,30	40,00	1000	eutektoidní
$L + \text{Zr}_5\text{Al}_4 \leftrightarrow \text{Zr}_3\text{Al}_2$	39,00	44,40	40,00	1480	peritektická
$\text{Zr}_3\text{Al}_2 + \text{Zr}_5\text{Al}_4 \leftrightarrow \text{Zr}_4\text{Al}_3$	40,00	44,40	42,90	1030	peritektoidní
$\text{Zr}_5\text{Al}_4 \leftrightarrow \text{Zr}_4\text{Al}_3 + \text{ZrAl}$	44,40	42,90	50,00	1000	eutektoidní
$L \leftrightarrow \text{Zr}_5\text{Al}_4$	0,00	44,40	0,00	1550	kongurentní
$L \leftrightarrow \text{Zr}_5\text{Al}_4 + \text{Zr}_2\text{Al}_3$	51,00	44,40	60,00	1485	eutektická
$\text{Zr}_5\text{Al}_4 + \text{Zr}_2\text{Al}_3 \leftrightarrow \text{ZrAl}$	44,40	60,00	50,00	1275	peritektoidní
$L + \text{ZrAl}_2 \leftrightarrow \text{Zr}_2\text{Al}_3$	59,00	66,70	60,00	1590	peritektická
$L \leftrightarrow \text{ZrAl}_2$	0,00	66,70	0,00	1660	kongurentní
$L \leftrightarrow \text{ZrAl}_2 + \text{ZrAl}_3$	73,50	66,70	75,00	1500	eutektická
$L \leftrightarrow \text{ZrAl}_3$	0,00	75,00	0,00	1580	kongurentní
$\text{ZrAl}_3 + L \leftrightarrow (\text{Al})$	75,00	99,97	99,92	660,8	peritektická
$L \leftrightarrow \text{Al}$	0,00	100,00	0,00	660,45	tavení



Obr. 1.4.4 Binární diagram hliník – Zirkonium [11]

Pokud obsah zirkonia v hliníkové slitině je vyšší než 0,5 hm.%, začínají se tvořit kromě metastabilních částic  $\text{Al}_3\text{Zr}$  také rovnovážné fáze  $\text{Al}_3\text{Zr}$ .

Při studiu slitiny hliníku s 0,5% zirkonia kdy tato slitina byla vyrobena rychlým tuhnutím následným žiháním při teplotě  $500^\circ\text{C}$ , nebyly po odlití přítomny v materiálu žádné precipitáty. Po následném žihání, byla zjištěna přítomnost velmi jemných a stabilních částic, které vznikly precipitací z přesyceného roztoku. Tyto částice působí na zvýšení teploty rekrytalizace. Hustota těchto částic byla homogenní [6, 11].

### 1.4.3 Precipitace zirkonia a manganu

Díky precipitačním procesům je možné ovlivňovat strukturu materiálu. Například pokud chceme získat jemnou strukturu, použijeme rychlé ochlazení taveniny. Při rychlém ochlazení taveniny je dosaženo vyšší rychlosti nukleace, kdy se zvyšuje počet krystalizačních zárodků. Nebo je možnost očkovat taveninu, vpravením cizích částic, které následně vytvoří pevné povrchy pro heterogenní nukleaci zárodků.

Precipitace je fázová transformace, kdy v původní fázi dochází k růstu nové fáze tzv. precipitátů. Základem precipitace je rozdíl v chemickém složení mezi precipitující fází a tuhým roztokem. Vycházíme z teorie, že nová fáze vzniká ve výchozí fázi nukleací a růstem zárodku. Poruchy krystalové mříže jsou jako nukleační centra pro růst zárodku. Nukleaci dělíme na heterogenní a homogenní nukleaci. O heterogenní nukleaci mluvíme, když nukleačními centry jsou poruchy krystalové mříže, jako jsou hranice zrn, dislokace a vrstevné chyby. Naopak homogenní nukleace je nukleace, která vzniká jako důsledek nerovnoměrné koncentrace příměsových atomů a to v neporušené krystalové mříži. Při určitém tlaku a určité teplotě tuhnutí jsou obě fáze v rovnováze a jsou odděleny rozhraním, které je ideální geometrickou plochou styku dvou fází [15].

Precipitační proces můžeme dělit na kontinuální precipitaci a diskontinuální precipitaci. U kontinuální precipitace se v průběhu fázové přeměny mění postupně složení matečné fáze a částice precipitátu vznikají v celém, objemu. Precipitáty se tvoří přednostně na stacionárních poruchách krystalické mříže. Tvorba precipitačních částic je dána rychlostí difúze legujícího prvku [15].

Diskontinuální precipitace je proces, kdy se přesycený tuhý roztok rozpadne na rovnovážný tuhý roztok a precipitát. Tato reakce probíhá přes ostré rozhraní a postupně



se posouvá do matečné fáze. Struktura u původního přesyceného a vznikajícího nového roztoku je stejná. Při rozpadu přesyceného tuhého roztoku počáteční precipitát není u hliníkových slitin strukturně shodný s rovnovážným precipitátem [15].

## **Zirkonium**

Ve fázovém diagramu Al – Zr *Obr. 1.4.4* na straně hliníku probíhá peritektická reakce mezi  $\alpha$  fází Al a intermetalickou fází  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Teplota při které reakce probíhá je  $660,8^\circ\text{C}$ . Precipitáty  $\text{Al}_3\text{Zr}$  jsou metastabilní a slouží jako záchytová centra pro pohybující se hranice zrn. Aby hranice mohla překonat precipitát, je nutné, aby se změnilo rozhraní mezi precipitátem a maticí z koherentního na nekoherentní. Částice  $\text{Al}_3\text{Zr}$  zlepšují odolnost válcovaných hliníkových slitin vůči rekrystalizaci. Tyto precipitáty bývají nerovnoměrně rozložené. V oblastech, kde je jejich hustota příliš nízká, bývá materiál k rekrystalizaci náchylný. Precipitáty vznikají při rozpadu tuhého roztoku, kdy vzniknou kubické metastabilní precipitáty  $\text{Al}_3\text{Zr}$  protáhlého nebo sférického tvaru. Ty se dále transformují na stabilní tetragonální částice  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Výskyt podlouhlých zrn při izotermické rekrystalizaci znamená, že průběh byl nehomogenní [12].

## **Mangan**

Mikrosegregace rozpuštěného manganu má významný vliv u slitiny dle EN AW 3003. Ovlivňuje při tváření za studena kinetiku nukleace precipitačních částic  $\text{MnAl}_6$  a  $\text{MnAl}_{12}$ . Navíc také zvyšuje hustotu dislokací, hustotu nukleačního místa a redukuje nukleační bariéru. Bylo prokázáno, že válcování za studena u slitiny dle EN AW 3003 zvyšuje rychlost precipitace částic ve válcovaném materiálu, a tento účinek se zvyšuje se snižující se teplotou žíhání [14].

Často zvýšení rychlosti precipitace je přičítáno nárůstu hustoty dislokací, která zvyšuje nukleační hustotu a difuzivitu prvků, ale nemusí tomu tak být vždy. Mnoho experimentů prokázalo, že dochází pomocí deformace k redistribuci prvků tvořících precipitát mezi dislokačními hranicemi zrn a vnitřkem zrn. Tedy segregace atomů rozpuštěných látek do potenciálních nukleačních může přispět k zvýšení rychlosti precipitace v obnovené struktuře.  $\text{MnAl}_6$  fáze se vytváří za nižších teplot [14].

## 2. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

### 2.1 Cíl práce

Cílem práce bylo ověřit, zda je možná optimalizace nastavené technologie výroby hliníkové fólie AlMnZr pro pájené výměníky. Vzhledem k požadované stabilitě chování fólie jak pro tvarování, tak pro zátěžové testy po pájení, zde hrají významnou roli mez kluzu, vzpěrná odolnost (tzv. sagging resistance) a velikost zrna. Jde o ověření účinků kombinace dvou tepelných zpracování s nezanedbatelnými náklady. Chemické složení slitiny je výstupem předchozích vývojových prací, stejně tak i parametry precipitačního žíhání k dosažení homogenního rozložení maximální hustoty precipitátů  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . Výchozím materiálem byl slitinový pás tloušťky 0,3 mm ve tvrdém stavu, který byl odlit technologií kontinuálního lití, dále prošel procesem precipitačního žíhání a válcováním za studena.

### 2.2 Vlastní experiment a použitá laboratorní technika

Výchozím materiálem byl pás z hliníkové slitiny AlMnZr, vyroben v souladu s požadavky zákazníků. Tento pás byl označen B25 ve shodě s odlitým pásem. Materiál, byl vyroben standardním procesem kontinuálního lití, válcováním za studena a tepelným zpracováním. Chemické složení materiálu je uvedeno níže v Tab. 2.1.

Tab. 2.1 Chemické složení

pás	Al	Mn	Cu	Fe	Si	Zn	Zr	Cr	Ti	Mg
B 25	96.260	1.196	0.009	0.163	0.544	1.470	0.126	0.145	0.020	0.001

Větvení vzorků v experimentu je následující. Použitý výchozí materiál byl v tloušťce 0,3 mm. Z tloušťky 0,3 mm byly dále vzorky rozděleny na tři varianty, dle teploty mezižíhání (370 – 400 – 430°C). Každá tato varianta mezižíhání, se ještě následně rozdělila na další tři varianty, podle teploty stabilizačního žíhání (280 – 320 – 360°C). Vzniklo tedy devět variant vzorků pro simulované pájení 600°C a měření dosažených vlastností.

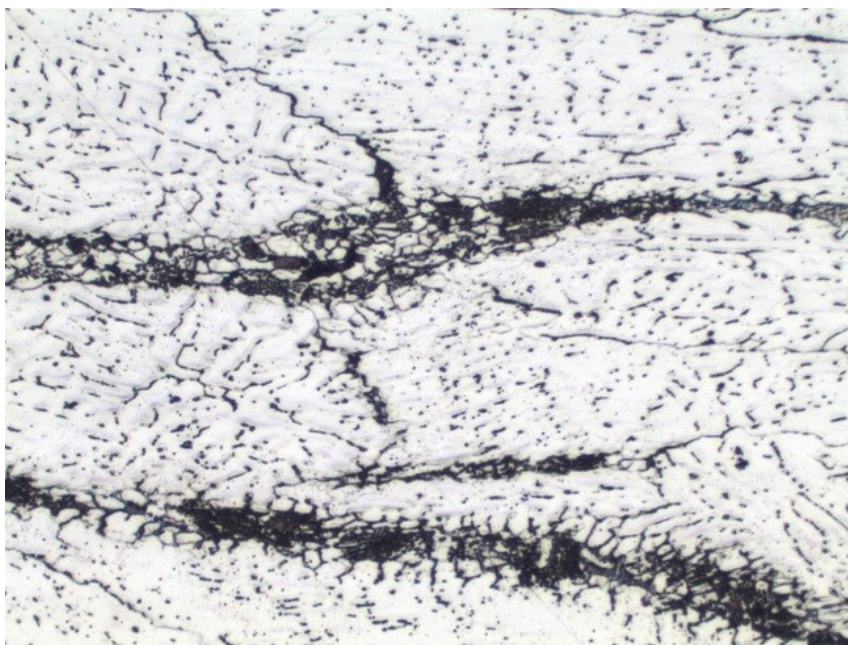
### 2.2.1 Vyhodnocení metalografického zobrazení na litém pásu a po mezižhání

Vzorek pro litou strukturu jsme odebrali z litého pásu, který měl tloušťku 7,5 mm. Vzorek byl nařezán na rozměr ca 2 cm x 2 cm x 5 cm a označen. Analyzovanou plochou je podélná strana ve směru lití. Vzorky jsme označili viz. *Tab. 2.2* Povrch vzorku jsme brousili k tomu určenými brusnými papíry o hrubostech 320, 500, 800 a 1000. Při broušení na brusném papíru o hrubosti 1000 jsme navíc aplikovali diamantovou pastu „Urdiamant“ D3 (velikost zrna 3  $\mu\text{m}$ ) a následně křemičitou suspenzi (velikost zrna 0,7  $\mu\text{m}$ ). Navazujícím krokem přípravy vzorků bylo leštění, pomocí leštících pláten MOL, LAB a CHEM, pod tlakem 50 N po dobu 2,5 minuty. Po leštění byl vzorek leptán HF (výdrž 1 minutu) nebo  $\text{HBF}_4$  na zobrazení zrna (výdrž 1 minutu). Posledním krokem bylo oplach vodou, následně lihem a důkladné vysušení. Leptání v HF používáme pro pozorování ve světelném mikroskopu, pro zobrazení struktury fází a středových segregací v odlitku, dále defekty a nečistoty v lici struktuře. Leptání v  $\text{HBF}_4$  nám umožňuje v polarizovaném světle určit velikost zrna a určit stupeň rekystalizace. Takto připravené vzorky jsou poté zkoumány světelným mikroskopem Olympus PME 3 *Obr. 2.2.1* Snímky mikrostruktur byly provedeny v programu NIS, který je určen pro fotografování a úpravu vzorků.

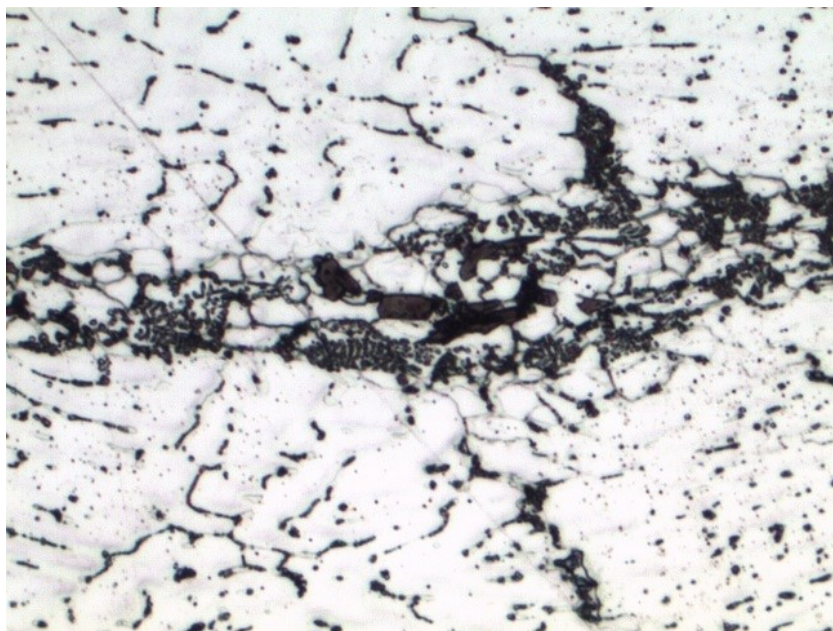


*Obr. 2.2.1 Světelný mikroskop značky Olympus PME 3*

Vzorky lité struktury jsou odebrány ze středové části pásu. Metalografie lité struktury nám znázornila specifickou výchozí kontilitou strukturu s výskytem intermetalických fází včetně jejich hrubších středových segregací, které by se měly vyskytovat v řízeném rozsahu. Podle toho se upravují podmínky lití.

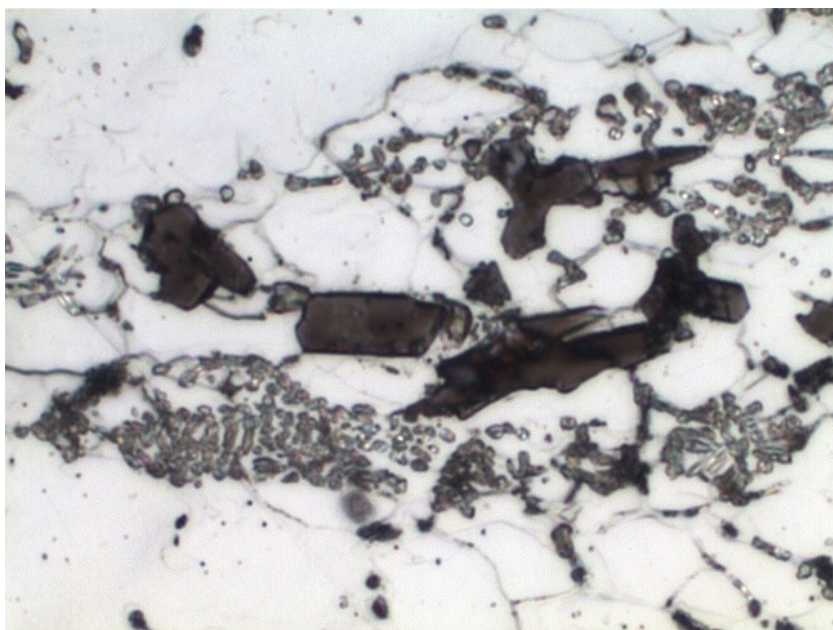


*Obr. 2.2.2 Materiál AlMnZr litá struktura, zvětšeno 100x*



*Obr. 2.2.3. Materiál AlMnZr litá struktura, zvětšeno 200x*

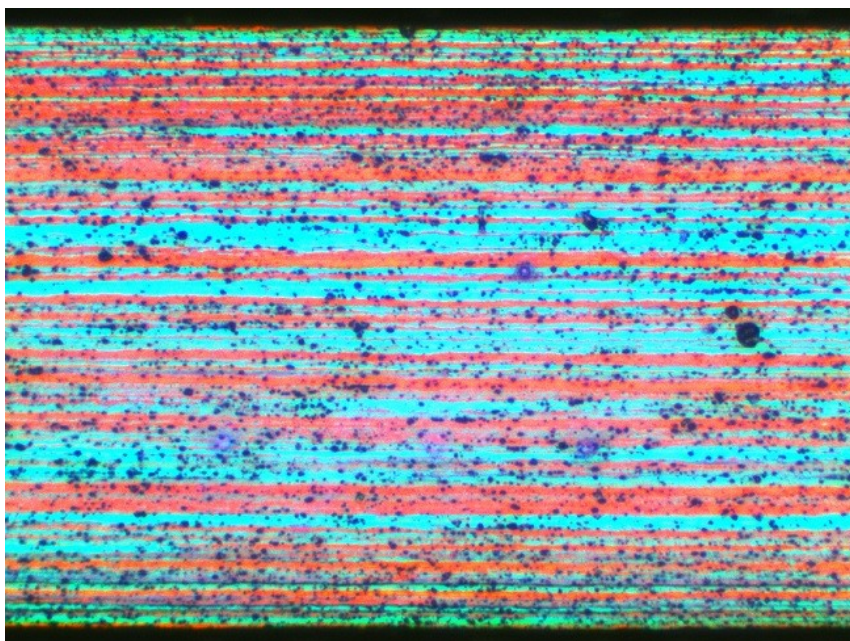




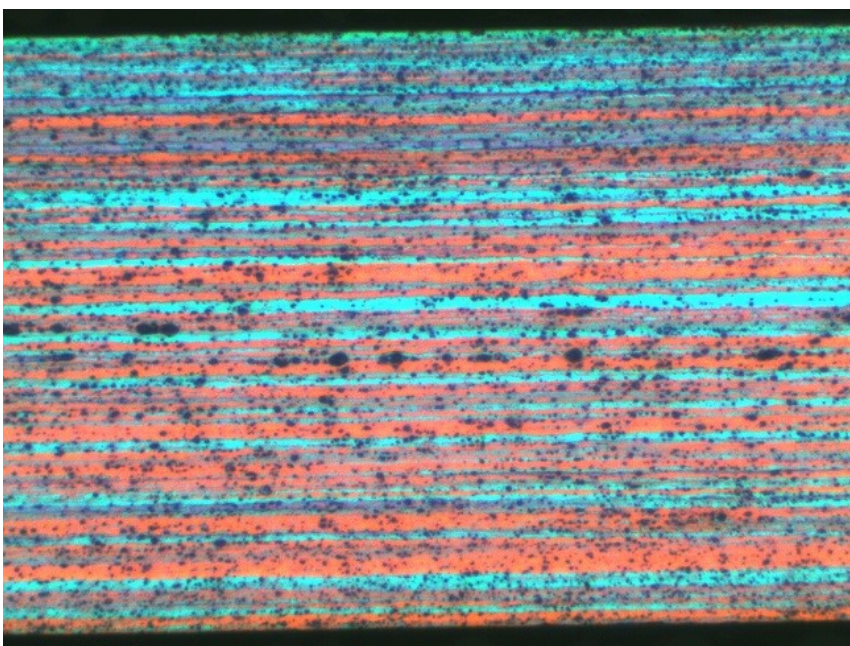
*Obr. 2.2.4 Materiál AlMnZr litá struktura, zvětšeno 500x*

Na snímcích lité struktury je patrné, že slitina AlMnZr je tvořena matricí tuhého  $\alpha$  roztoku a intermetalickými fázemi, dle fázového diagramu. Dále zde vidíme středové segregace, které je nutné minimalizovat nastavením vhodných podmínek lití.

Po vyválnování na tloušťku 0,3 mm byly připraveny tři skupiny vzorků, pro teplotní varianty mezižhání. Teploty mezižhání byly zvoleny v rozsahu od 370 do 430°C. Tyto teploty byly zvoleny v oblasti probíhající rekystalizace. Mezižhání jsme provedli ve třech teplotách 370°C *Obr. 2.2.5*, 400°C *Obr. 2.2.6* a 430°C *Obr. 2.2.7*. Stav mikrostruktury po mezižhání byl analyzován metalograficky. Zrna při teplotách mezižhání 370 a 400°C na *Obr. 2.2.5* a *Obr. 2.2.6* mají stále vláknitou strukturu. Vláknitá struktura zrn vzniká vlivem deformace, zrna se protahují a jejich orientace je ve směru největšího napětí. Ve směru deformace se přemisťují i fragmenty fází a precipitáty. Na *Obr. 2.2.7*, kdy je materiál po mezižhání při teplotě 430°C, je již patrná struktura s plně rekystalizovanými zrny.

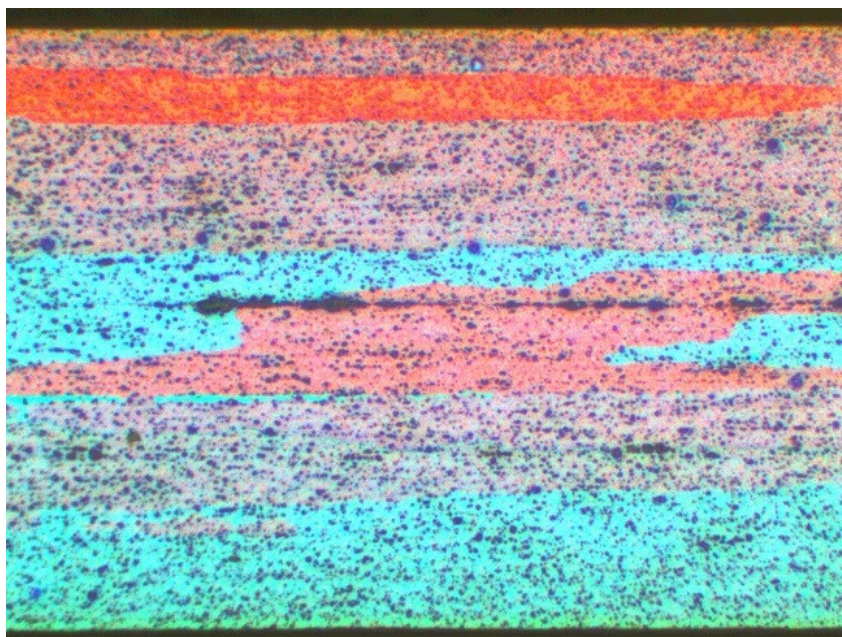


*Obr. 2.2.5 Materiál AlMnZr po mezižihání při 370°C, tloušťka 0,3 mm, zvětšeno 100x*



*Obr. 2.2.6 Materiál AlMnZr po mezižihání při 400°C, tloušťka 0,3 mm, zvětšeno 100x*





*Obr. 2.2.7 Materiál AlMnZr po mezižihání při 430°C, tloušťka 0,3 mm, zvětšeno 100x*

Pro laboratorní mezižihání byla použita pec Nabertherm. U mezižihání jsme simulovali provozní podmínky náběhu a výdrže. Dále jsme tyto tři varianty vzorků připravili pro válcování za studena na laboratorní duo stolici Kalmag Obr. 2.2.8 a to v dostatečném množství pro další větvení experimentu a následná měření sledovaných vlastností. Kalmag je malá stolice s ručním nastavením válcovací mezery.



*Obr. 2.2.8. Laboratorní válcovací stolice Kalmag*



Varianty mezižiháných vzorků v tloušťce 0,3 mm byly válcovány na tloušťku cca 0,080 mm. Pomocí 6-ti úběrů, jsme materiál zvalcovali na finální tloušťku, z toho dvěma posledními úběry, jsme se snažili dosáhnout stejné konečné tloušťky materiálu. Konečná tloušťka byla zvolena 0,08 mm, z toho důvodu, že u tenčích fólií je riziko výraznějšího ovlivnění výsledků vlivem nerovnoměrné tloušťky po průřezu. Značení vzorků je uvedeno v níže *Tab. 2.2*.

*Tab. 2.2 Značení vzorků*

<b>Značení vzorků</b>	<b>Teplota mezižihání na tl.0,3 mm (°C)</b>	<b>Teplota stabilizačního žihání na tl.0,08 mm (°C)</b>
A	430	360
B	430	320
C	430	280
D	400	360
E	400	320
F	400	280
G	370	360
H	370	320
I	370	280

## **2.2.2 Měření mechanických hodnot po stabilizačním žihání**

Pro následné stabilizační žihání byl zvolen rozsah teplot 280 – 360°C, při kterých by mělo docházet k zotavení materiálu po válcování, a tím vytvoření vhodných podmínek pro tvarování vlnovců. Rozsah teplotního pásma zvoleného pro stabilizační žihání vychází z již předchozích zkušeností a analýz vývojového oddělení společnosti AL INVEST a.s. Teploty při kterých proběhlo stabilizační žihání, byly 280°C, 320°C a 360°C. Náběh stabilizačního žihání byl 12 hodin a výdrž na teplotě byla 6 hodin. U tloušťky 0,080 mm jsme po stabilizačním žihání stanovili mechanické vlastnosti  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  a  $A_{50}$  *Tab. 2.3*. Mechanické vlastnosti jsme měřili pomocí zařízení MTS Insight 2 *Obr. 2.2.9*.

Tab. 2.3. Mechanické hodnoty materiálu AlMnZr před stabilizačním žíhání

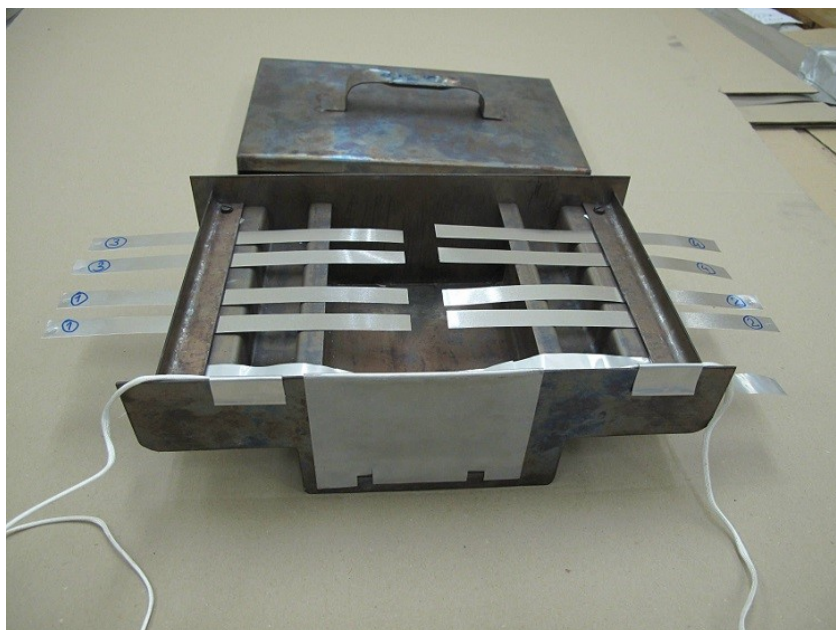
Vzorek	Mezižíhání na tl. 0.3 mm (°C)	Stabilizační žíhání na tl. 0,08 mm (°C)	Směr	Tloušťka (mm)	Rm (MPa)	Rp0.2 (MPa)	A50 (%)
A	430	360	podélný	0.074	194.5	174.6	3.208
B	430	320	podélný	0.076	193.4	171.8	3.146
C	430	280	podélný	0.077	199.0	178.3	1.864
D	400	360	podélný	0.075	179.1	164.4	2.193
E	400	320	podélný	0.081	202.6	187.1	3.194
F	400	280	podélný	0.080	207.7	188.4	4.461
G	370	360	podélný	0.080	175.4	149.1	2.082
H	370	320	podélný	0.077	206.4	182.7	4.874
I	370	280	podélný	0.079	211.2	188.3	4.194



Obr. 2.2.9 MTS Insight 2

### 2.2.3 Měření sagging resistance

Pro pájecí režim jsme použili vlastní zkonstruované zařízení, jehož pomocí lze kopírovat teplotní křivku provozního pájení v průmyslové peci. Obr. 2.2.10 , Obr. 2.2.11. Toto zařízení bylo vloženo do laboratorní žíhací pece Nabertherm Obr. 2.2.12. Z tohoto testování získáme informaci o vzpěrné odolnosti vzorků fólií tzv. sagging resistance a mechanických hodnotách po pájení.



*Obr. 2.2.10 Přípravek pro uchycení vzorků*

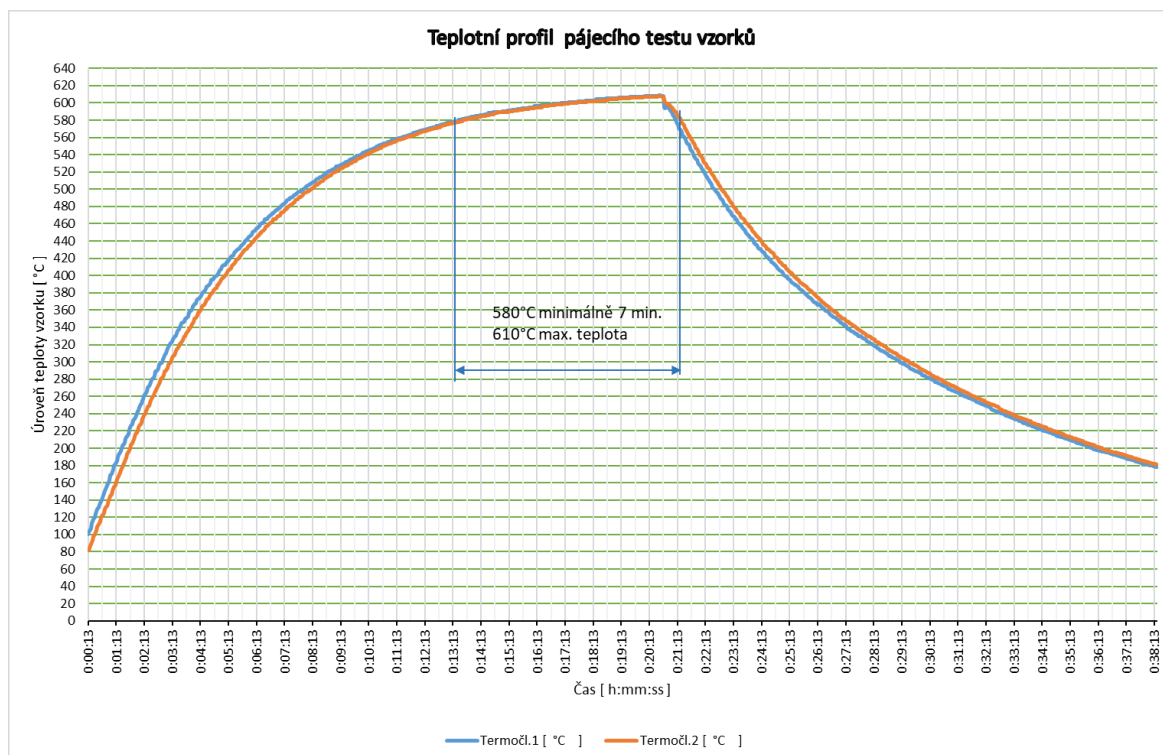


*Obr. 2.2.11 Uzavřený box s termočlánky*

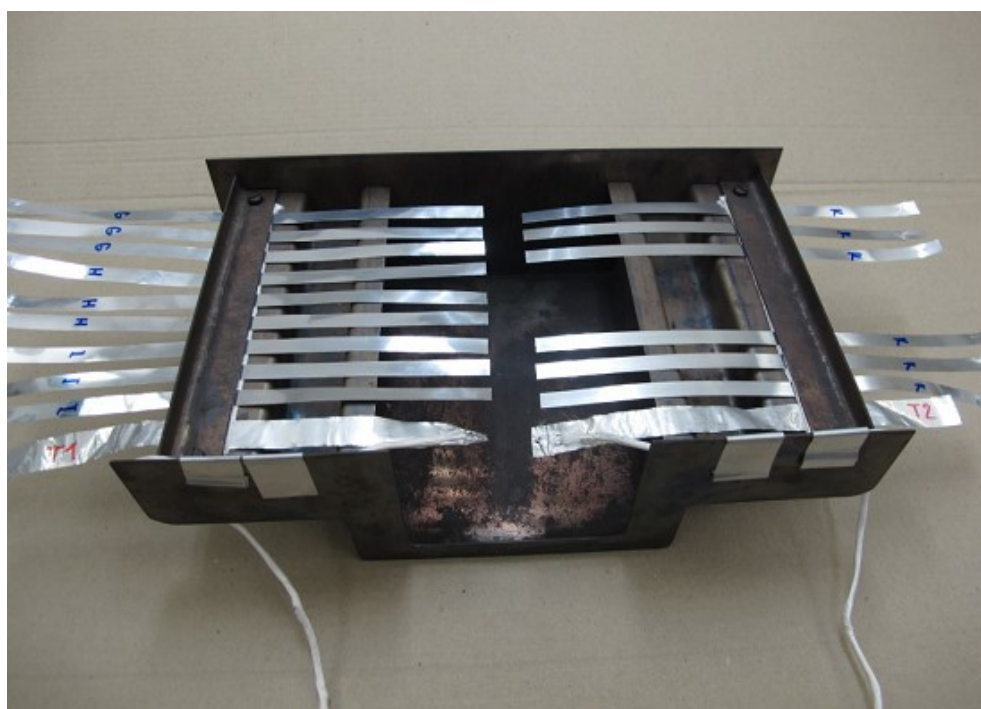


*Obr. 2.2.12 Simulované pájení v žíhací peci Nabertherm*

Vzorky pro testování pájecího režimu a následný test sagging resistance, byly naděleny na šíři 9 mm. Šíře 9 mm u vzorků byla zvolena proto, aby vzorky mohly být dobře zpracovány na válcovací stolici Kalmag. Délka převisu vzorků v pájecím přípravku je dána normou na 50 mm. Režim pro simulaci pájení proběhl v předehřáté peci na 608°C, kdy jsme vložili vzorky i v připraveném přípravku. Pájecí teplota nesměla přesáhnout 610°C a doba pájení trvala 7 min. Teplotní profil pájecího testu je uveden v grafu viz. *Obr. 2.2.13*. Časový interval byl zvolen tak, aby tento proces odpovídal procesu pájení u zákazníka. Teplota v peci byla měřena dvěma kalibrovanými termočlánky. Po pájení byla pec otevřena a vzorky jsme nechali zchladnout. Poté jsme změřili rozdíl výšek volných konců vzorků před a po pájení. Pro srovnání jsme podrobili pájení i vzorky standardní výroby v tloušťce 0,050 mm. Naměřené hodnoty jsou uvedeny níže v tabulce *Tab. 2.4*.



*Obr. 2.2.13 Teplotní profil pájecího testu vzorků*



*Obr. 2.2.14 Vzorky pájeného finstocku před pájením*

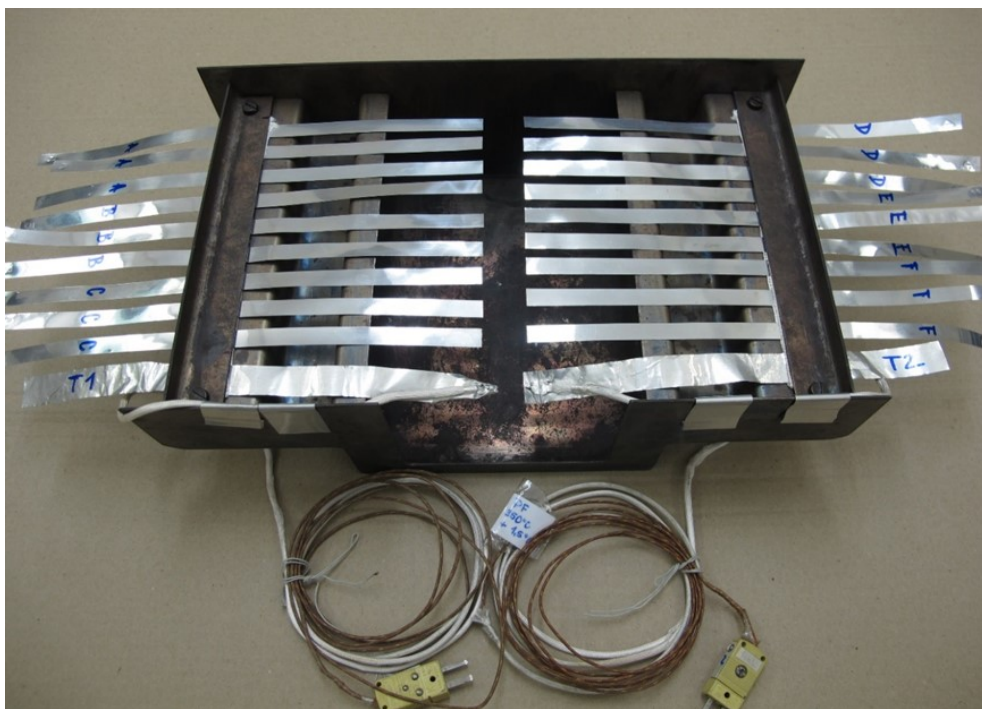




Obr. 2.2.15 Vzorky pájeného finstocku po pájení

Tab. 2.4 Přehled hodnot sagging resistance po pájení

Kód vzorku	Materiálová varianta (označení vzorku)	Tloušťka [ mm ]	Výška před [ mm ]	Výška po [ mm ]	Rozdíl [ mm ]	Průměr [ mm ]
	LEVÁ STRANA					
č.1 vz. G ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,078	71	64	7	5,7
č.2 vz. G ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,079	71	67	4	
č.3 vz. G ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,079	72	66	6	
č.4 vz. H ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,077	74	64	10	7,7
č.5 vz. H ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,077	70	66	4	
č.6 vz. H ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,076	71	62	9	
č.7 vz. I ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,078	69	57	12	13,3
č.8 vz. I ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,079	71	57	14	
č.9 vz. I ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 370°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,079	71	57	14	
	PRAVÁ STRANA					
č.10 vz. K ( B25 )	provozní mezižih. 0,3 mm - 430°C; Q2 - 0,050 mm - 280°C	0,050	67	42	25	25,3
č.11 vz. K ( B25 )	provozní mezižih. 0,3 mm - 430°C; Q2 - 0,050 mm - 280°C	0,050	68	43	25	
č.12 vz. K ( B25 )	provozní mezižih. 0,3 mm - 430°C; Q2 - 0,050 mm - 280°C	0,050	70	44	26	
č.13 vz. K ( B25 )	provozní mezižih. 0,3 mm - 430°C; Q2 - 0,050 mm - 280°C	0,050	70	44	26	24,3
č.14 vz. K ( B25 )	provozní mezižih. 0,3 mm - 430°C; Q2 - 0,050 mm - 280°C	0,050	69	44	25	
č.15 vz. K ( B25 )	provozní mezižih. 0,3 mm - 430°C; Q2 - 0,050 mm - 280°C	0,050	67	45	22	



Obr. 2.2.16 Vzorky pájeného finstocku před pájením



Obr. 2.2.17 Vzorky pájeného finstocku po pájení



Tab. 2.5 Přehled hodnot sagging resistance po pájení

Kód vzorku	Materiálová varianta (o značení vzorku)	Tloušťka [ mm ]	Výška před [ mm ]	Výška po [ mm ]	Rozdíl [ mm ]	Průměr [ mm ]
LEVÁ STRANA						
č.1 vz. A ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,078	72	62	10	11,3
č.2 vz. A ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,078	74	62	12	
č.3 vz. A ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,077	73	61	12	
č.4 vz. B ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,077	72	60	12	
č.5 vz. B ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,077	72	60	12	11,3
č.6 vz. B ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,078	71	61	10	
č.7 vz. C ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,074	70	51	19	18,7
č.8 vz. C ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,074	68	49	19	
č.9 vz. C ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 430°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,074	67	49	18	
PRÁVÁ STRANA						
č.10 vz. D ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,076	74	67	7	7,0
č.11 vz. D ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,075	73	65	8	
č.12 vz. D ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 360°C	0,076	74	68	6	
č.13 vz. E ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,079	75	62	13	13,7
č.14 vz. E ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,079	75	61	14	
č.15 vz. E ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 320°C	0,078	75	61	14	
č.16 vz. F ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,079	75	64	11	10,3
č.17 vz. F ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,078	74	64	10	
č.18 vz. F ( B25 )	lab. mezižih. 0,3 mm - 400°C; KALMAG - 0,080 mm - 280°C	0,079	73	63	10	

Na vzorcích podrobených pájecímu režimu jsme znovu změřili mechanické hodnoty, které jsou uvedeny níže v tabulce Tab. 2.6. Z níže uvedených tabulek lze říci, že vyšších mechanických vlastností  $R_m$  a  $R_{p0,2}$  po pájení je dosaženo u vzorků G, H. I při teplotě mezižihání 370°C.

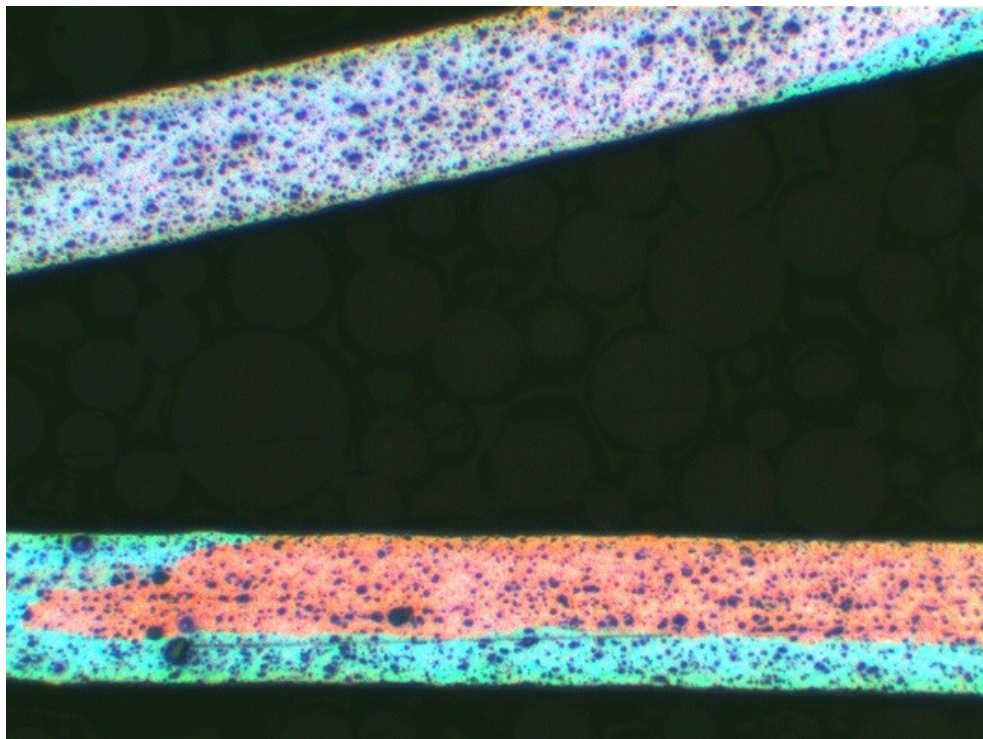
Tab. 2.6 Mechanické hodnoty slitiny AlMnZr po pájecím režimu

Vzorek	Mezižihání na tl. 0.3 mm (°C)	Stabilizační žihání na tl. 0,08 mm (°C)	Směr	Tloušťka (mm)	$R_m$ (MPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)	A50 (%)
A	430	360	podélný	0.074	121.5	52.30	7.925
B	430	320	podélný	0.076	120.3	52.81	6.322
C	430	280	podélný	0.077	123.4	53.18	7.484
D	400	360	podélný	0.075	121.9	54.09	6.701
E	400	320	podélný	0.081	120.3	52.09	7.031
F	400	280	podélný	0.080	122.7	54.96	6.551
G	370	360	podélný	0.080	123.7	54.23	6.667
H	370	320	podélný	0.077	122.0	55.23	6.331
I	370	280	podélný	0.079	122.7	54.96	6.551

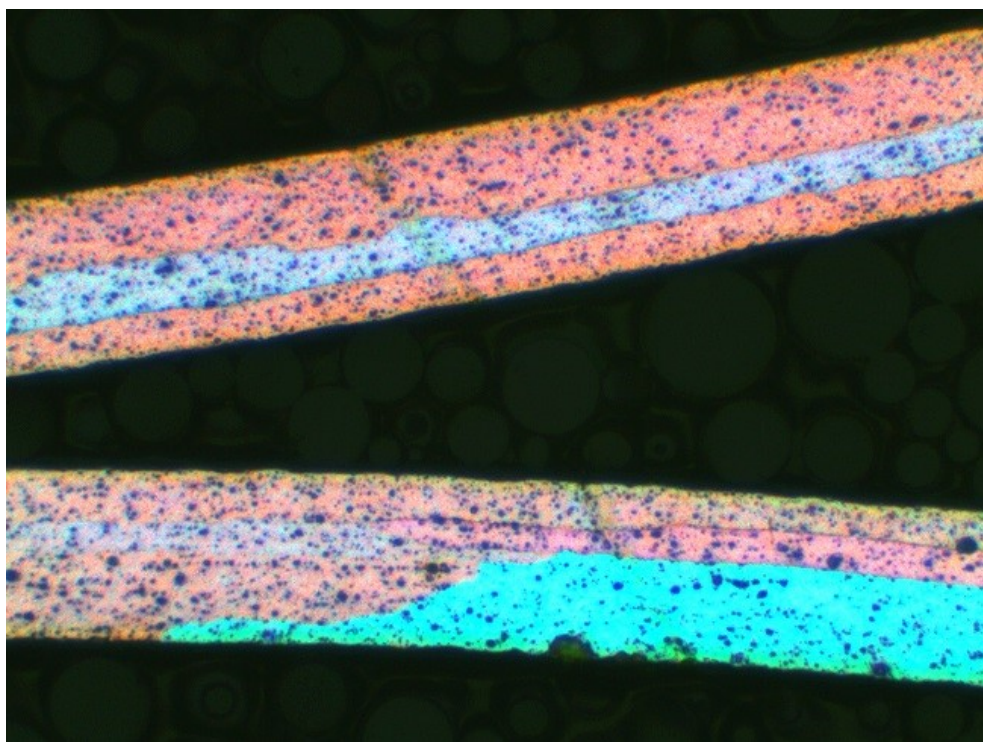
## 2.2.4 Metalografické zobrazení vzorků po stabilizačním žihání

Další metalografickou analýzu jsme provedli po pájení u všech devíti sledovaných variant. První skupinou analyzovaných metalografických snímků, jsou vzorky po mezižihání při teplotě 370°C, stabilizačním žihání 280°C Obr. 2.2.18, 320°C Obr.

2.2.19 a 360°C Obr. 2.2.19 a pájení Obr. 2.2.20. Pohledem na mikrostrukturu je patrné, že při výše uvedených parametrech mezižhání a stabilizačního žhání je možné pozorovat 1-3 zrna na tloušťku fólie.

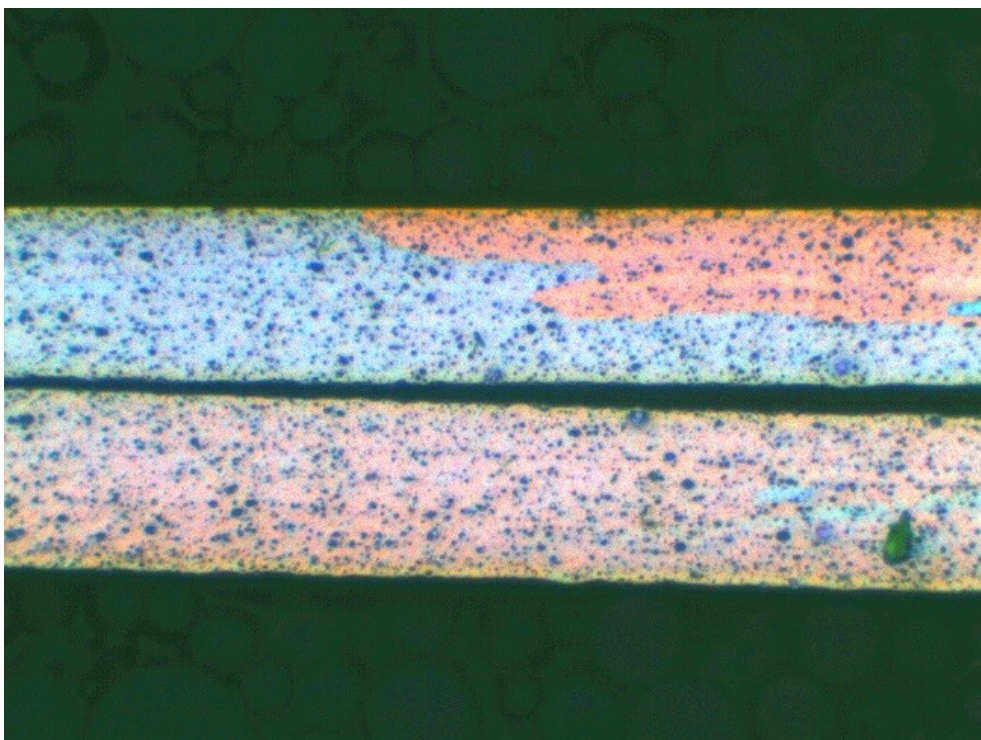


Obr. 2.2.18 Materiál AlMnZr po mezižhání 370°C, stabilizačním žhání 280°C a pájení, zvětšeno 100x



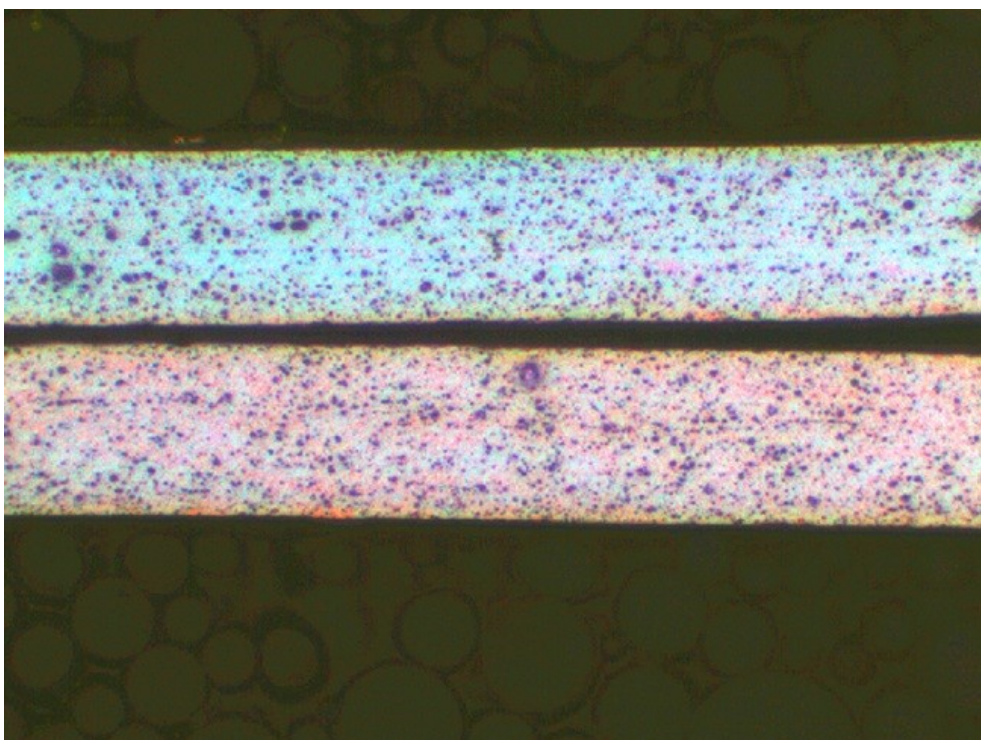
Obr. 2.2.19 Materiál AlMnZr po mezižhání 370°C, stabilizačním žhání 320°C a pájení, zvětšeno 100x





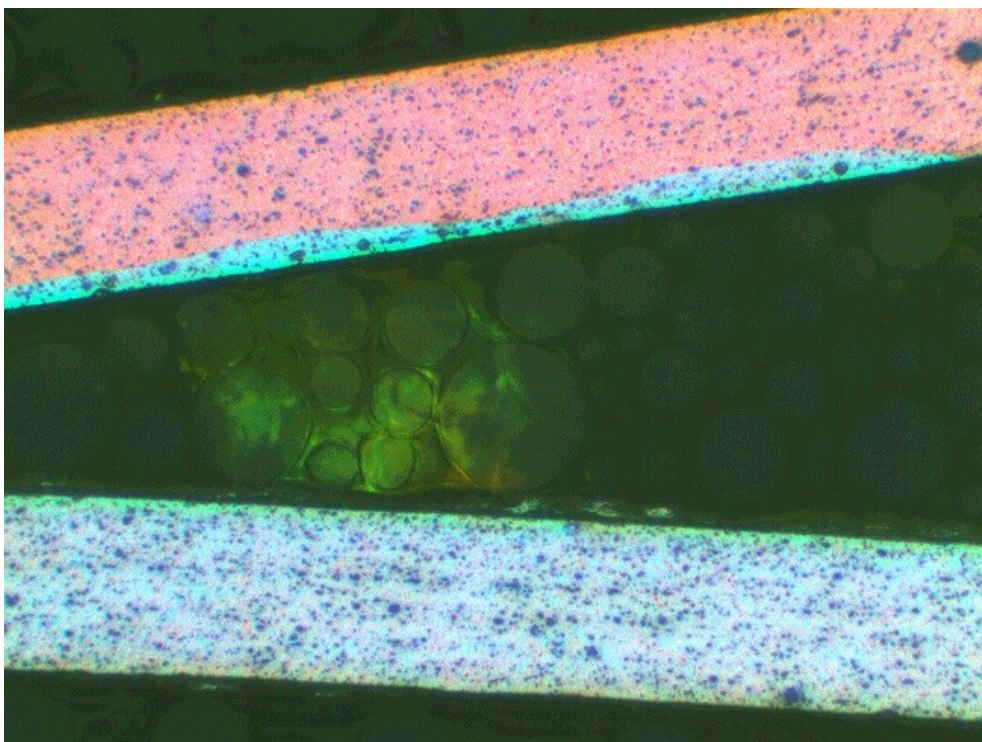
*Obr. 2.2.20 Materiál AlMnZr po mezižihání 370°C, stabilizačním žihání 360°C a pájení, zvětšeno 100x*

Druhá série vzorků byla po mezižihání na teplotě 400°C a opět po třech různých teplotách stabilizačního žihání 280°C *Obr. 2.2.21*, 320°C *Obr. 2.2.22*, 360°C *Obr. 2.2.23* a pájení. Téměř ani u jedné z variant nepozorujeme výskyt 2-3 zrn v mikrostruktuře vzorku.

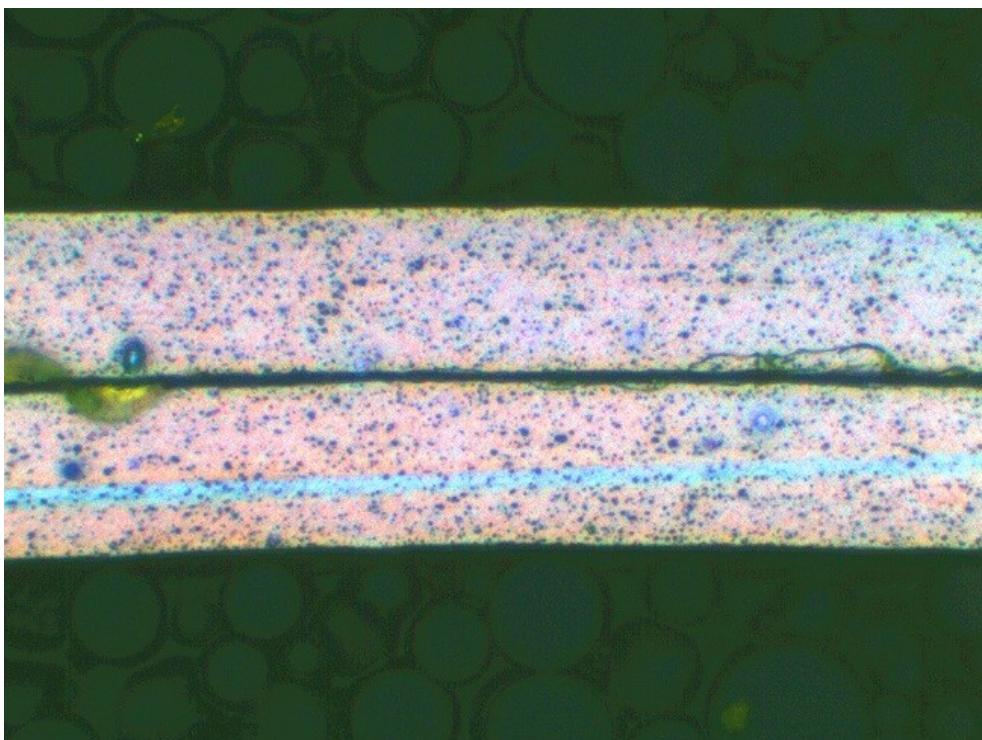


*Obr. 2.2.21 Materiál AlMnZr po mezižihání 400°C, stabilizačním žihání 280°C a pájení, zvětšeno 100x*



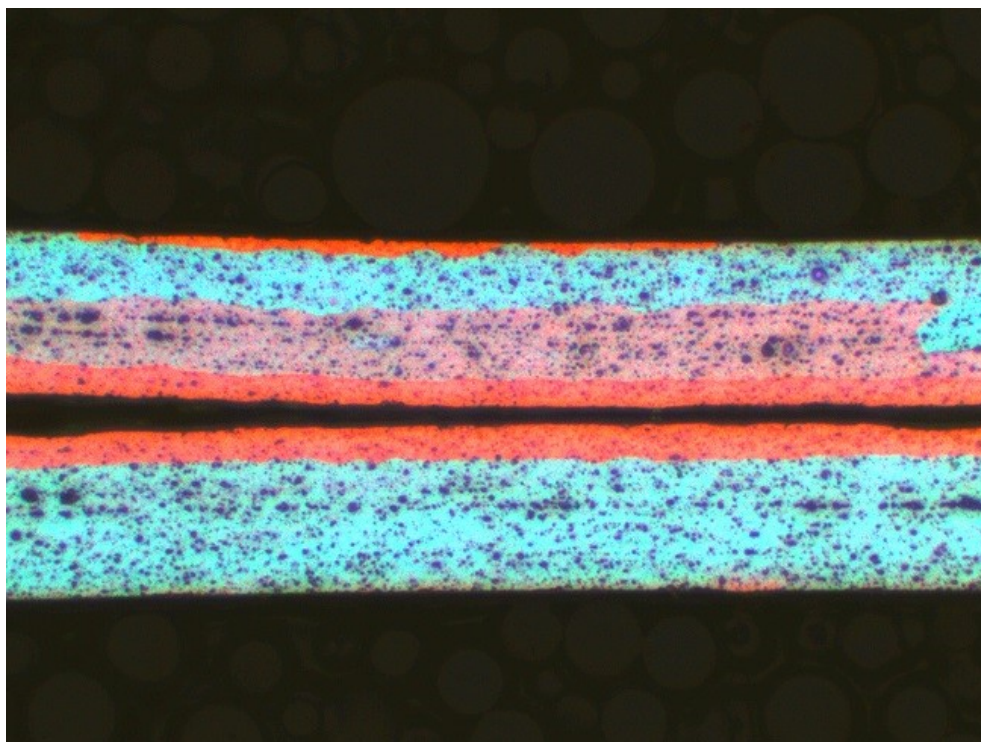


*Obr. 2.2.22 Materiál AlMnZr po mezižihání 400°C, stabilizačním žihání 320°C a pájení, zvětšeno 100x*

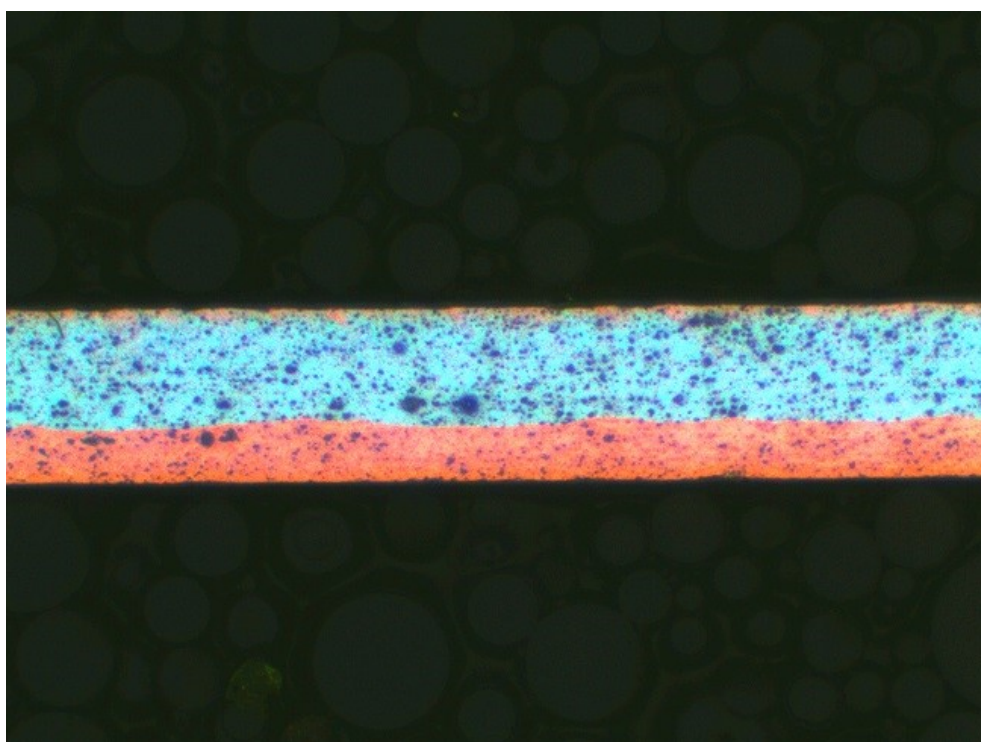


*Obr. 2.2.23 Materiál AlMnZr po mezižihání 400°C, stabilizačním žihání 360°C a pájení, zvětšeno 100x*

Poslední zkoumanou skupinou vzorků, byl materiál mezižiháný na 430°C stejně jako předchozí dvě skupiny vzorků stabilizačně žiháný na teplotách 280°C *Obr. 2.2.24*, 320°C *Obr. 2.2.25* a 360°C *Obr. 2.2.26* a pájení. U těchto vzorků pozorujeme výskyt 2 zrn na tloušťku fólie, zrna jsou obecně hrubá.

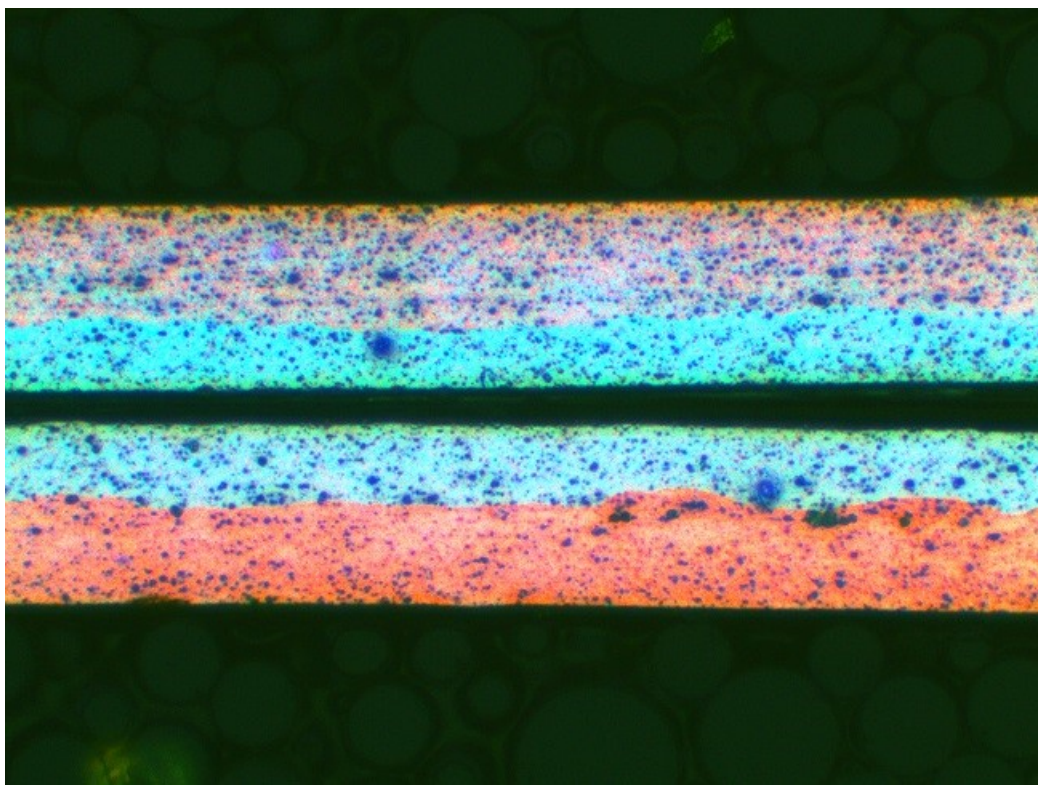


*Obr. 2.2.24 Materiál AlMnZr po mezižihání 430°C, stabilizačním žihání 280°C a pájení, zvětšeno 100x*



*Obr. 2.2.25 Materiál AlMnZr po mezižihání 430°C, stabilizačním žihání 320°C a pájení, zvětšeno 100x*





*Obr. 2.2.26 Materiál AlMnZr po mezižihání 430°C, stabilizačním žihání 360°C a pájení, zvětšeno 100x*

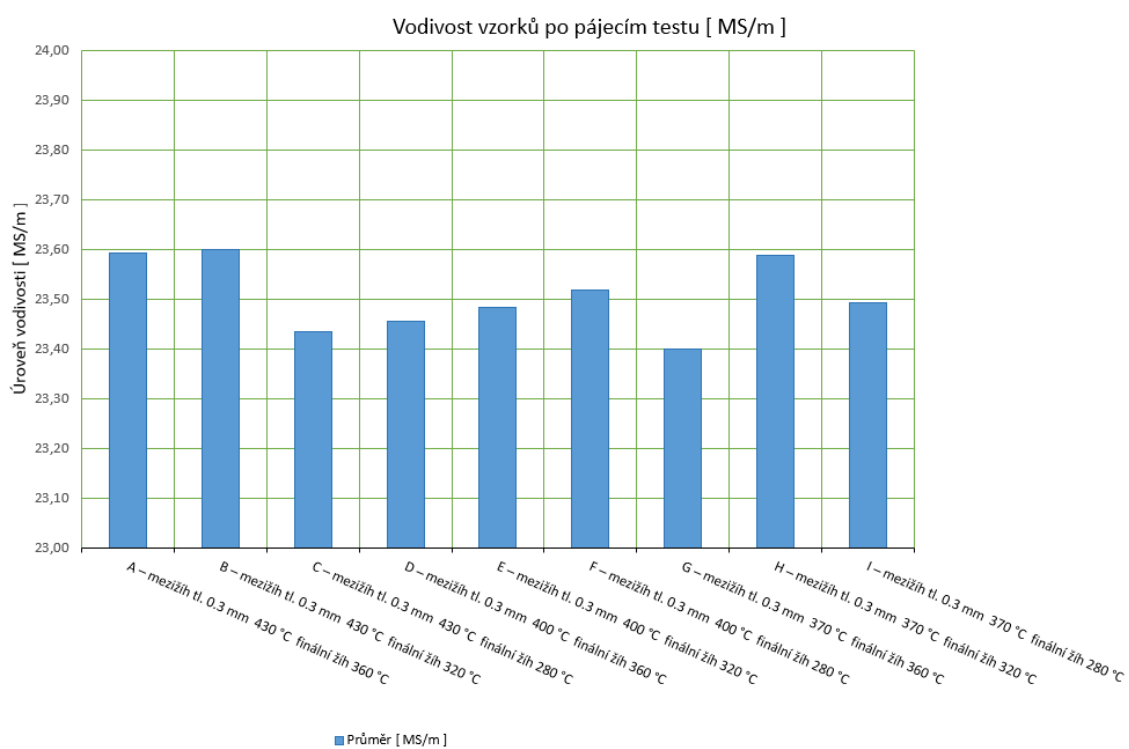
## 2.2.5 Měření elektrické vodivosti

Tuto metodu jsme zvolili jako jednoduchý nástroj, kterým je možné sledovat míru rozpustnosti prvků v tuhém roztoku alfa. Měření elektrické vodivosti jsme provedli jak před pájením, tak po pájení. K měření jsme použili přístroj značky Sigmatest Ec model 2.068 *Obr. 2.2.27*. Zobrazené hodnoty byly v jednotkách MS/m. Před zahájením vlastního měření jsme provedli kalibraci na etalonech přístroje. Vzorky byly měřeny po pájecím testu, abychom simulovali konečné vlastnosti, které by odpovídali vlastnostem jako u spájeného výměníku v tloušťce 0,080 mm. Podmínky měření byly následující, okolní teplota 23°C; vzorky fólie upraveny přeložením - 4x tloušťka; měřicí frekvence 480 kHz.

Výsledky naměřených hodnot po pájecím testu pro jednotlivé vzorky jsou zaneseny v grafu viz. *Obr. 2.2.28* a *Obr. 2.2.29*. Jak je vidět z níže uvedených grafů, hodnoty elektrické vodivosti u teplot mezižihání do teploty 400°C mírně rostly. Zatímco u teploty 430°C lze vypořadovat mírný pokles. Elektrická vodivost u variant mezižihání do teploty 400°C mírně rostla a u teploty 430°C poklesla, se zvyšující se teplotou stabilizačního žihání hodnoty elektrické vodivosti rostou. Hodnoty elektrické vodivosti se po simulovaném pájení u všech variant srovnávají, ale celkově výrazně poklesnou, což je způsobeno rozpuštěním manganových precipitátů do matrice.

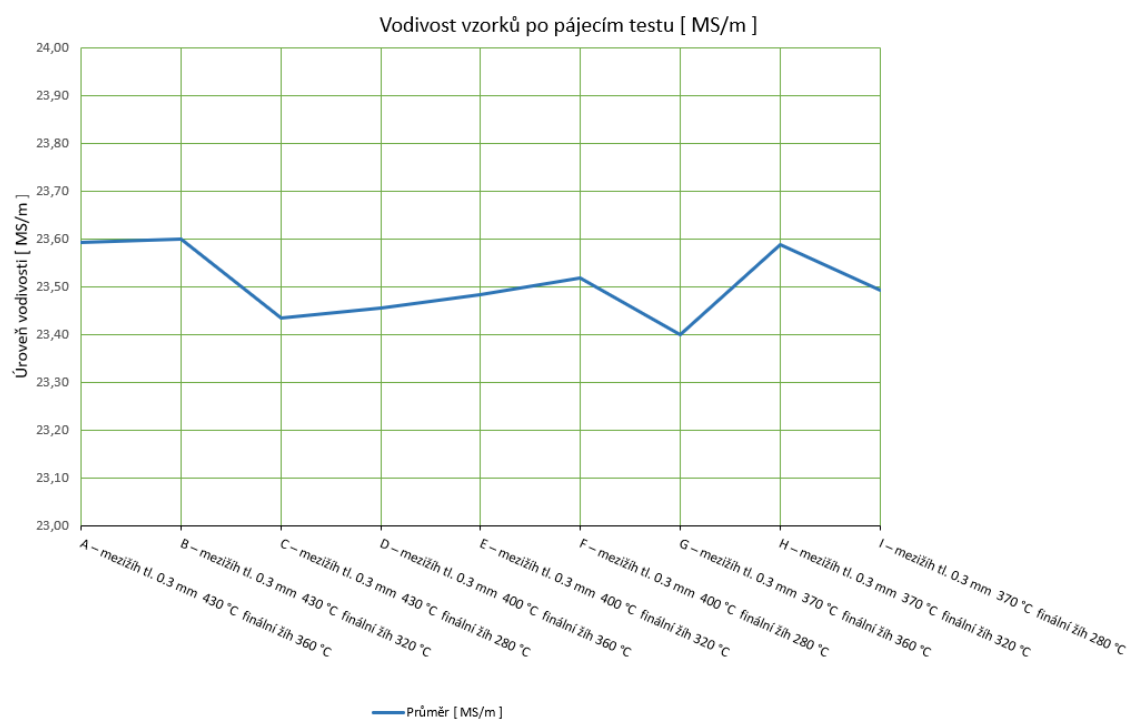


Obr. 2.2.27 Přístroj Sigmatest

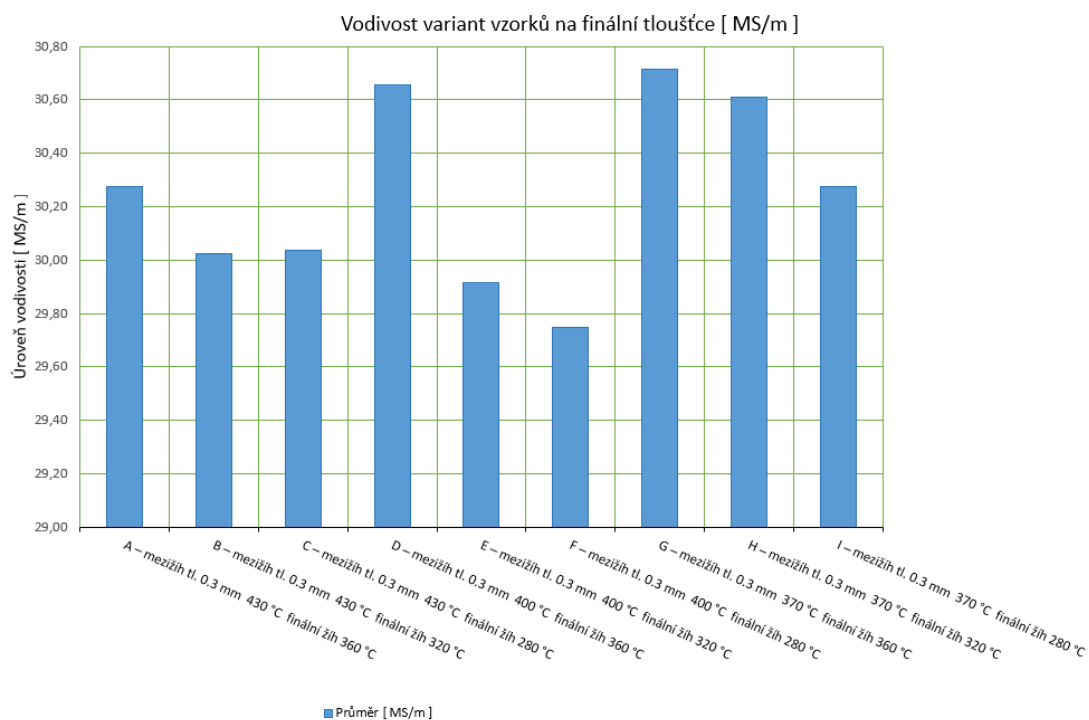


Obr. 2.2.28 Graf vodivosti jednotlivých vzorků po pájecím testu

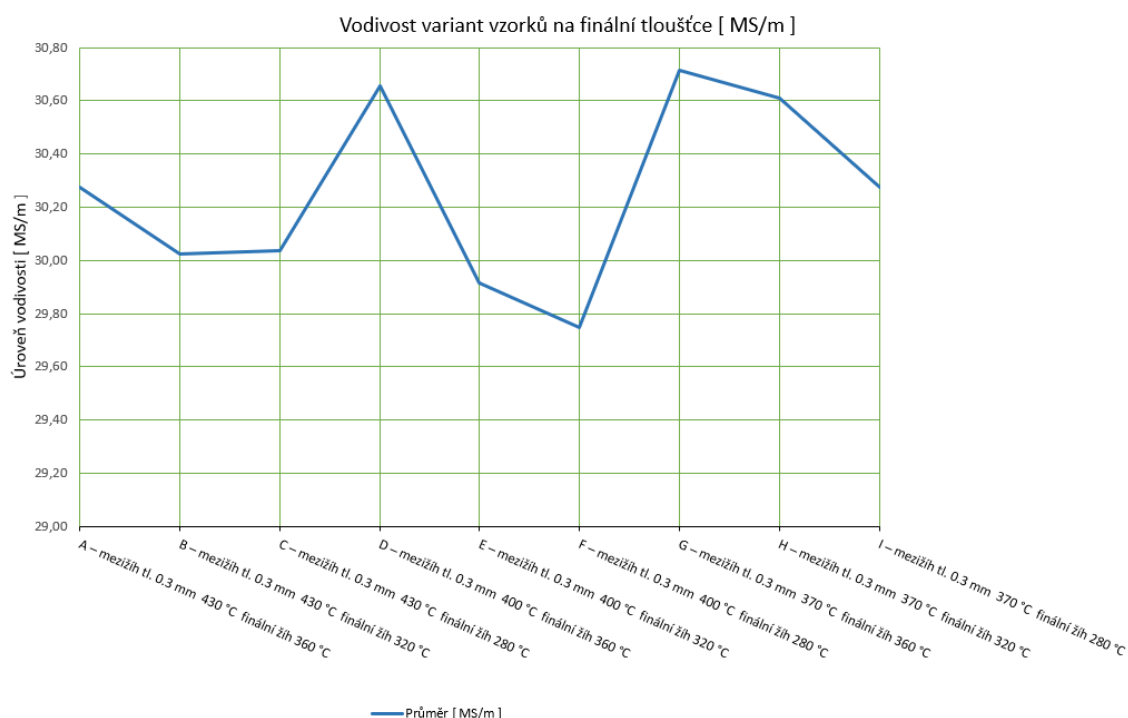




Obr. 2.2.29 Graf vodivosti po pájecím testu



Obr. 2.2.30 Graf elektrické vodivosti jednotlivých vzorků na finální tloušťce



Obr. 2.2.31 Graf vodivosti na finální tloušťce

## 2.3 Vyhodnocení výsledků práce

Vyhodnocení se opírá o hodnoty získané u devíti materiálových variant podrobených laboratorním experimentům. Rizikovým faktorem laboratorních výsledků je málo dat pro statistické zpracování a odlišnost podmínek válcování za studena (tlakové a tepelné zatížení). Přesto lze sledovat určité naměřené rozdíly mezi variantami a v diskuzi na ně poukázat.

U tří mezižiháných variant lze na mikrostruktuře pozorovat rekrystalizovanou strukturu u teploty 430°C, na rozdíl od válcovaných struktur u obou nižších teplot. Zvolený rozsah mezižihání odpevňuje materiál, což umožňuje další válcování materiálu.

Stabilita vyšších mechanických vlastností  $R_m$  a  $R_{p0,2}$  po pájení je ze tří mezižihacích variant nejlepší u teploty 370°C. U této mezižihací varianty je možné rovněž pozorovat nízké hodnoty sagging resistance, což je důležitý parametr zejména v minimální prodávané tloušťce 0,050 mm.

Stabilizačním žiháním jsme chtěli docílit pouze zotavení (částečné odpevnění) materiálu na finální tloušťce pro snadnější tvarování vlnovců bez pružinového efektu. Maximální teplota stabilizačního žihání je omezena výskytem prvních rekrystalizovaných zrn. Jelikož v této oblasti nejsme schopni garantovat stejné mechanické vlastnosti pro tvarování vlnovců

po celé délce dodaného hliníkového svitku. Nežádoucím jevem i u tohoto typu tepelného zpracování by byla rekrytalizace materiálu, jak je již více zmíněno, materiál by ztratil potřebné pevnostní charakteristiky, které potřebujeme k následnému pájení.

Pohledem na mikrostrukturu po pájení je patrné, že fólie s nízkými hodnotami sagging resistance obsahují vesměs 2-3 zrna na tloušťku fólie, zrna jsou obecně hrubá s „cihlovým efektem“. „Cihlová struktura“ zrn podporuje vzpěrnou odolnost. Pokud bychom preferovali z výše zmíněných výsledků teplotu mezižhání 370°C, pak teplota stabilizačního žhání by měla být maximálně 320°C. Vyšší teplota je v provozních podmínkách riskantní vzhledem k nepřesnosti teplot žhací pece. Také z ekonomického hlediska je vyšší teplota nevýhodná, z důvodů vzniku vyšších nákladů. Kolísání meze kluzu by tak ovlivnilo tvarování a zároveň délku vlnovce, což je při výrobě pájeného tepelného výměníku nepřijatelné.

Hodnoty elektrické vodivosti u variant mezižhání do teploty 400°C mírně rostou a u teploty 430°C je patrný pokles. Se zvyšující se teplotou stabilizačního žhání hodnoty elektrické vodivosti rostou. Elektrická vodivost se po simulovaném pájení u všech variant srovnává, ale celkově výrazně poklesne, což je způsobeno rozpuštěním manganových precipitátů do matrice. Rozpuštěním manganových precipitátů dochází ke zpevnění materiálu, které je v tomto případě požadováno.

### 3. ZÁVĚR

Tato diplomová práce byla věnována problematice vlivu parametrů mezižhánání tvářené slitiny AlMnZr na stabilizaci mechanických vlastností fólie před a po pájení.

Porovnáním stávající technologie mezižhánání 430°C a stabilizační žhánání 280°C. s výsledky experimentálních prací vyplývá, že lze optimalizací kombinace zmíněných tepelných zpracování dosáhnout příznivějších a stabilních výsledků po pájení. Bylo dosaženo zlepšení v oblasti mechanických vlastností, konkrétně  $R_{p0,2}$  tak sagging resistance, při zachování původní vyhovující tvarovatelnosti vlnovců.

Před pájením vysokou teplotou jsme zaznamenali poměrně vysoké hodnoty vodivosti způsobené předchozími žhánáními, kdy došlo k precipitaci. Pájením došlo k opětovnému rozpuštění do tuhého roztoku a vlivem rychlého ochlazení k uchování tohoto stavu, avšak s výrazně nižší vodivostí.

Navrhuji vyrobít a ověřit v sériových provozních podmínkách hliníkovou fólii AlMnZr s upravenou kombinací mezižhánání a stabilizačního žhánání v souladu s výsledky výše uvedeného experimentu, tj. s teplotou mezižhánání 370°C a teplotou stabilizačního žhánání 320°C, doválcovat fólii až na minimální tloušťku 0,050 mm a provést větší soubor měření před a po simulovaném pájení.

## SEZNAM LITERATURY

- [1] MICHNA Štefan et al., *Encyklopedie hliníku*, Prešov: Adin, s.r.o., 2005, 700 s. ISBN 80-89041-88-4.
- [2] CALLISTER, W. D. *Fundamentals of Materials Science and Engineering*. 7. Vyd. New York: John Wiley & Sons, 2007. ISBN 0-471-73696-1.
- [3] SEDLÁČEK, V.; KUDRMAN, M.; OČENÁŠEK, V.; VOSTRÝ, P.; ZUNA, P. *Zotavení a rekrytalizace*, Praha: Academia, 1985, 280 s.
- [4] MICHNA Š, MICHNOVÁ L, *Neželezné kovy*, 1. vydání, Praha Print Point s.r.o., 2014, 245 s., ISBN 978-80-260-7132-7
- [5] MICHNA Štefan, *Technologie a zpracování hliníkových materiálů*, 2. Vydání, Praha: Print point s.r.o. 2015, 150 s., ISBN 978-80-260-7706-0
- [6] FISCHER E., COLINET C., ABRIATA J.P., An Updated Thermodynamic Modeling of the Al-Zr System, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion* Vol. 36 No. 5 2015
- [7] PŘEROVSKÁ, M. *Studium struktury kontinuálně litých pásů ze slitin Al*. Disertační práce, VUT v Brně, 2002
- [8] FABÍK R. *Tváření kovů: učební text*. 1.vyd. Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 2012, 341 s, ISBN 978-80-248-2572-4.
- [9] LIŠKOVÁ M., *Studium mikrostruktury slitiny EN AW 5083 po plastometrické simulaci válcováním za tepla*. Bakalářská práce, VŠB Ostrava 2016, 39 s.
- [10] LACAZE J., TIERCE S., LAFONT M.C., THEBAULT Y., PEBERE N., MANKOWSKI G., BLANC C., ROBIDOU H., VAUMOUSSE D., DALOZ D.. Study of the microstructure resulting from brazed aluminium materials used in heat exchangers, *Material Science Engineering* , 5 s, A 413 - 414 (2005) 317-321.

- [11] MURRAY J., PERUZZI A., ABRIATA J.P., The Aluminium – Zirconium system, Journal of Phase Equilibria, Vol.13 No.3 1992, 277-290 s.
- [12] KOPOVÁ M., Mikrostruktura na bázi nerovnovážných tuhých roztoků na bázi Al-Mn. Diplomová práce, UK v Praze, 2010, 88 s.
- [13] ŠTĚPÁNEK R., Mikrostruktura na bázi nerovnovážných tuhých roztoků na bázi Al-Mn. Diplomová práce, UK v Praze, 2010, 108 s.
- [14] CHEN S.P., KUIJPERS N.C.W, VAN DER ZWAAG S., Effect of microsegregation and dislocations on the nucleation kinetics of precipitation in aluminium alloy AA3003, Material Science Engineering A 341 (2003) 296-306.
- [15] VLACH M., Precipitační procesy v lehkých konstrukčních materiálech. Disertační práce, UK v Praze, 2009, 104 s.
- [16] SEDLÁČEK, V.; KUDRMAN, M.; OČENÁŠEK, V.; VOSTRÝ, P.; ZUNA, P. Zotavení a rekrytalizace, Praha: Academia, 1985, 280 s.
- [17] ROUČKA J., Metalurgie neželezných slitin, VUT, akademické nakladatelství CERM v Brně, 2004, 149 s.
- [18] KRATOCHVÍL B, ŠVORČÍK V., VOJTĚCH D., Úvod do studia materiálů, VŠCHT, akademické nakladatelství CERM v Praze, 2005, ISBN 80 – 7080 – 568-4.
- [19] PŘEPIORA V., Tváření neželezných kovů, 1. Vydání, Ostrava, Moravské tiskařské závody nebo Vysoká škola báňská, 1983, 262 s.
- [20] DROZDOVÁ Z. , Životnost tepelných výměníků z Al slitin v prostředí kondenzátů spalín výfukových plynů. Disertační práce, VŠB v Ostravě, 2013, 126 s.
- [21] KOCICH R., Termomechanické procesy tváření, digitální vydání, CZ.1.07/2.2.00/28.0304, Vysoká škola báňská, 2013, 112 s.

- [22] ČSN EN 573-1 Česká technická norma-Hliník a slitiny hliníku -chemické složení a druhy tvářených výrobků, část 1: číselné označování. Praha: Český normalizační institut 2005, 9 s.
- [23] ČSN EN 573-3 Česká technická norma-Hliník a slitiny hliníku-chemické složení a druhy tvářených výrobků, část 3: chemické složení a druhy výrobků Praha: Český normalizační institut 2014, 34 s.
- [24] VYDRA K. , Slitiny řady hliníku 3xxx pro aplikace v automobilovém průmyslu Bakalářská práce, VŠB v Ostravě, 2012, 46 s.
- [25] ČSN EN 683-2 Česká technická norma-Hliník a slitiny hliníku -Tenké pásy pro výměníky tepla (finstock), část 2: Mechanické vlastnosti Praha: Český normalizační institut 2007,16 s.
- [26] RANA R.S., PUROHIT R., DAS S., Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites, International Journal of Scientific and Research Publications, Volume 2, Issue 6, June 2017 ISSN 2250-3153



## SEZNAM TABULEK

<i>Tab. 1.1 Rozdělení hliníkových slitin podle hlavních legujících prvků [1].</i>	<i>11</i>
<i>Tab. 1.2 Vytvrditelné a nevytvrditelné slitiny [1]</i>	<i>13</i>
<i>Tab. 1.3 Chemické složení slitin EN AW-3003 [22]</i>	<i>14</i>
<i>Tab. 1.4 Mechanické vlastnosti tenkých pásů pro tepelné výměníky slitiny ENAW 3003, H14, H16 [25]</i>	<i>16</i>
<i>Tab. 1.5 Mechanické vlastnosti tenkých pásů pro tepelné výměníky slitiny ENAW 3003, H18, H19 [25]</i>	<i>16</i>
<i>Tab. 1.6 Reakce z binárního diagramu Al-Mn [1]</i>	<i>37</i>
<i>Tab. 1.7 Reakce z binárního diagramu Al- Zr [11]</i>	<i>38</i>
<i>Tab. 2.1 Chemické složení</i>	<i>42</i>
<i>Tab. 2.2 Značení vzorků</i>	<i>48</i>
<i>Tab. 2.3. Mechanické hodnoty materiálu AlMnZr před stabilizačním žháním</i>	<i>49</i>
<i>Tab. 2.4 Přehled hodnot sagging resistance po pájení</i>	<i>53</i>
<i>Tab. 2.5 Přehled hodnot sagging resistance po pájení</i>	<i>55</i>
<i>Tab. 2.6 Mechanické hodnoty slitiny AlMnZr po pájecím režimu</i>	<i>55</i>

## SEZNAM OBRÁZKŮ

<i>Obr. 1.1.1 Schematické rozdělení Al slitin slévarenských a Al slitin pro tváření [1]</i>	12
<i>Obr. 1.1.2 Chladič.....</i>	17
<i>Obr. 1.2.1 Kontinuální lití pásů mezi dvěma chlazenými válci [1]</i>	18
<i>Obr. 1.2.2 Plynová tavící pec s vsázkou.....</i>	18
<i>Obr. 1.2.3 Rafinátor .....</i>	19
<i>Obr. 1.2.4 Licí žlábek a keramický filtr u kontinuálního lití .....</i>	19
<i>Obr. 1.2.5 Schéma podélného válcování [8] .....</i>	20
<i>Obr. 1.2.6 Schéma válcovací stolice kvarto [8] .....</i>	21
<i>Obr. 1.2.7 Válcovací stolice kvarto [1] .....</i>	21
<i>Obr. 1.2.8 Schéma jednosměrného a vratného válcování [8] .....</i>	22
<i>Obr. 1.2.9 Komorová žihací pec Otto Junker.....</i>	23
<i>Obr. 1.2.10 Nerekrytalizovaná jemně vláknitá struktura slitiny AlZn7,5Mg [1].....</i>	24
<i>Obr. 1.2.11 Částečně rekrystalizovaná struktura, ve vláknité oblasti jsou ojediněle vzniklá nová zrna [1] .....</i>	25
<i>Obr. 1.2.12 Částečně nerekrytalizovaná struktura, v rekrystalizované struktuře ojedinělý výskyt míst s nerekrytalizovanou strukturou [1] .....</i>	26
<i>Obr. 1.2.13 a) křivení mřížky b) změna uspořádání hranice zrn [1]. .....</i>	27
<i>Obr. 1.2.14 Rekrystalizovaná struktura s globulitickým tvarem zrna slitiny AlMg5 [1]. .....</i>	29
<i>Obr. 1.2.15 Schematické znázornění průběhu diskontinuální statické rekrystalizace [13] .....</i>	29
<i>Obr. 1.2.16 Rozhraní a) Koherentní, b) semikoherentní c) nekoherentní [15].....</i>	30
<i>Obr. 1.2.17 Průběh kontinuální statické rekrystalizace [13] .....</i>	31
<i>Obr. 1.2.18 Model abnormálního růstu zrna [13] .....</i>	31
<i>Obr. 1.2.19 Schéma zapájení vlnovců a trubek [20] .....</i>	34
<i>Obr. 1.4.1 Binární diagram hliník – mangan .....</i>	36
<i>Obr. 1.4.2 Binární diagram hliník – mangan [1] .....</i>	36
<i>Obr. 1.4.3 Binární diagram hliník – Zirkonium .....</i>	38
<i>Obr. 1.4.4 Binární diagram hliník – Zirkonium [11] .....</i>	39
<i>Obr. 2.2.1 Světelný mikroskop značky Olympus PME 3 .....</i>	43
<i>Obr. 2.2.2 Materiál AlMnZr litá struktura, zvětšeno 100x.....</i>	44
<i>Obr. 2.2.3. Materiál AlMnZr litá struktura, zvětšeno 200x.....</i>	44
<i>Obr. 2.2.4 Materiál AlMnZr litá struktura, zvětšeno 500x.....</i>	45
<i>Obr. 2.2.5 Materiál AlMnZr po mezižihání při 370°C, tloušťka 0,3 mm, zvětšeno 100x.....</i>	46

<i>Obr. 2.2.6 Materiál AlMnZr po mezižihání při 400°C, tloušťka 0,3 mm, zvětšeno 100x.....</i>	<i>46</i>
<i>Obr. 2.2.7 Materiál AlMnZr po mezižihání při 430°C, tloušťka 0,3 mm, zvětšeno 100x.....</i>	<i>47</i>
<i>Obr. 2.2.8. Laboratorní válcovací stolice Kalmag.....</i>	<i>47</i>
<i>Obr. 2.2.9 MTS Insight 2.....</i>	<i>49</i>
<i>Obr. 2.2.10 Přípravek pro uchycení vzorků.....</i>	<i>50</i>
<i>Obr. 2.2.11 Uzavřený box s termočládky.....</i>	<i>50</i>
<i>Obr. 2.2.12 Simulované pájení v žihací peci Nabertherm.....</i>	<i>51</i>
<i>Obr. 2.2.13 Teplotní profil pájecího testu vzorků.....</i>	<i>52</i>
<i>Obr. 2.2.14 Vzorky pájeného finstocku před pájením.....</i>	<i>52</i>
<i>Obr. 2.2.15 Vzorky pájeného finstocku po pájení.....</i>	<i>53</i>
<i>Obr. 2.2.16 Vzorky pájeného finstocku před pájením.....</i>	<i>54</i>
<i>Obr. 2.2.17 Vzorky pájeného finstocku po pájení.....</i>	<i>54</i>
<i>Obr. 2.2.18 Materiál AlMnZr po mezižihání 370°C, stabilizačním žihání 280°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>56</i>
<i>Obr. 2.2.19 Materiál AlMnZr po mezižihání 370°C, stabilizačním žihání 320°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>56</i>
<i>Obr. 2.2.20 Materiál AlMnZr po mezižihání 370°C, stabilizačním žihání 360°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>57</i>
<i>Obr. 2.2.21 Materiál AlMnZr po mezižihání 400°C, stabilizačním žihání 280°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>57</i>
<i>Obr. 2.2.22 Materiál AlMnZr po mezižihání 400°C, stabilizačním žihání 320°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>58</i>
<i>Obr. 2.2.23 Materiál AlMnZr po mezižihání 400°C, stabilizačním žihání 360°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>58</i>
<i>Obr. 2.2.24 Materiál AlMnZr po mezižihání 430°C, stabilizačním žihání 280°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>59</i>
<i>Obr. 2.2.25 Materiál AlMnZr po mezižihání 430°C, stabilizačním žihání 320°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>59</i>
<i>Obr. 2.2.26 Materiál AlMnZr po mezižihání 430°C, stabilizačním žihání 360°C a pájení, zvětšeno 100x.....</i>	<i>60</i>
<i>Obr. 2.2.27 Přístroj Sigmatest.....</i>	<i>61</i>
<i>Obr. 2.2.28 Graf vodivosti jednotlivých vzorků po pájecím testu.....</i>	<i>61</i>
<i>Obr. 2.2.29 Graf vodivosti po pájecím testu.....</i>	<i>62</i>

<i>Obr. 2.2.30 Graf elektrické vodivosti jednotlivých vzorků na finální tloušťce.....</i>	<i>62</i>
<i>Obr. 2.2.31 Graf vodivosti na finální tloušťce .....</i>	<i>63</i>